工學碩士 學位論文

變態誘起塑性 果을 利用한 低炭素 複合組織型 冷延鋼板의 成形性

Formability of Low Carbon Multi-Phase Cold-Rolled Steel Sheets Utilizing TRIP Effect

指導教授 : 崔 日 東

2000 年 2 月

韓國海洋大學校 大學院

材 料 工 學 科

宋 炳 煥

Formability of Low Carbon Multi-Phase Cold-Rolled Steel Sheets Utilizing TRIP Effect

by

Byoung-Hwan Song

Department of Materials Engineering
Graduate School
Korea Maritime University

A thesis submitted to faculty of Korea Maritime University in partial fulfillment of the requirements for the degree of master in the field of materials engineering.

Pusan, Korea

02. 2000

Approved by Prof. Ildong Choi

Major Advisor

本 論文을 宋炳煥의 工學碩士 學位論文으로 認准함.

主 審 : 工學博士 李 成 烈 ㊞

委 員 : 工學博士 金 成 俊 ㊞

委 員 : 工學博士 崔 日 東 ㊞

2000 年 2 月

韓國海洋大學校 大學院

材 料 工 學 科

宋 炳 煥

목 차

1. 서 론

환경보존의 차원에서 자동차의 연비효율 향상과 배기가스 배출량의 감소를 위해 현재 사용중인 철강재를 고강도화함으로써 차체를 경량화하고자 하는 노력이 꾸준히 시도되고 있으며, 이에 따라 우수한 성형성을 가지는 고강도 냉연강판에 대한 요구가 급속히 증대되고 있다[1]. 최근 이러한 추세에 부응하여 미세조직이 페라이트+베이나이트+잔류오스테나이트로 구성된 C-Si-Mn계 TRIP형 냉연강판이 개발되었는데[2 5], 변태유기소성현상(transformation induced plasticity, TRIP)에 의해 고강도와 고연성을 동시에 나타내어 새로운 자동차용 고성형성 냉연강판으로 주목을 받고 있다. 현재까지의 C-Si-Mn계 TRIP형 냉연강판에 대한 연구들을 살펴보면, TRIP 거동에 필수적인 잔류오스테나이트의 형성조건상 주로 탄소함량 0.2 0.4%(중량%)인 범위에서 연구가 이루어져 왔으나, 기존에 사용되고 있는 냉연강판과 비교하여 탄소함량이 높기 때문에 자동차용 냉연강판에 요구되는 중요한 특성 중의 하나인 용접성이 열악한 단점이 있다. 따라서, 이러한 단점을 극복하기 위해서는 탄소의 함량을 낮추어 주는 것이 필요하며, 탄소함량 0.15% 범위의 저탄소 냉연강판들에서도 적절한 이상영역열처리와 항온변태처리 조건의 설정으로 700MPa 이상의 높은 인장강도와 30% 이상의 인장연신율을 얻을 수 있음이 확인되었다[6,7]. 이와 같이 TRIP형 냉연강판은 0.2% 미만의 탄소함량에서도 고강도와 함께 높은 연성을 나타낼 수 있어 우수한 성형성을 지닌 것으로 인식되고 있는데 반하여 실질적인 성형성과 잔류오스테나이트와의 상관관계에 대한 연구가 아직까지 전반적으로 미흡한 상태이다. 이와 함께, 실제 프레스성형시 연질상인 페라이트기지와 변태유기상인 마르텐사이트 등의 경질상간의 큰 경도차로 인해 소성변형중 페라이트와 마르텐사이트 계면에서의 변형집중에 의한 void 형성으로 성형성이 오히려 저하될 수 있는 문제점이 제기되고 있다[8].

한편, 최근 환경문제가 심각하게 대두되면서 철강 스크랩(scrap)의 효과적인 재활용에 관심이 모아지고 있다. 철강재료의 재활용성을 극대화하기 위해서는 스

크랩(scrap)의 수집과 분류 및 재용해 등의 후처리가 용이하도록 화학조성이 단순하면서도 용도에 따라 다양한 기계적 특성을 가짐과 함께 소재의 제조 및 재활용시 발생하는 환경부담이 낮아야 한다[9]. C-Si-Mn계 TRIP형 철강소재들은 이러한 요구조건들을 충족시킬 수 있기 때문에 향후 많은 분야에서 기존의 철강소재들을 대체할 것으로 기대된다. 그리고, 철강스크랩의 재활용시 중요한 공정 중의 하나인 정련공정에서 성분조절 및 효과적인 제거가 용이하지 않아 소재 내에 잔류, 축적되는 원소들이 있는데, 이를 tramp element라 하며 대표적인 원소들로는 Cu, Sn, As, Cr, Ni 등이 있다[10,11]. 이러한 tramp element들은 강의 기계적 성질, 특히 인성에 악영향을 미치는 것으로 알려져 있어 용강 내에서의 제거를 위하여 많은 노력을 기울여 왔다. 그러나, tramp element 중에는 경우에 따라서 철강재료의 기계적 성질 향상에 유용하게 활용될 수 있는 원소들이 있는데 이들을 적극적으로 활용하면 재활용성이 우수한 고강도 철강신소재를 개발할 수 있다. 특히 Cu는 오스테나이트 안정화원소로서 잔류오스테나이트 형성에 유리한 효과를 얻을 수 있을 뿐만 아니라 부가적으로 페라이트 결정립의 고용강화 또는 수 nm 크기의 미세한 ε-Cu 석출[12]을 통한 석출강화로 페라이트와 마르텐사이트간의 경도차이를 상당히 해소할 수 있어 C-Si-Mn계 TRIP형 냉연강판의 성형성 향상에 기여할 수 있을 것으로 판단된다.

이에 본 연구에서는 용접성 향상을 위하여 탄소함량을 낮추고 대표적 tramp element 중의 하나인 Cu가 함유된 C-Si-1.5Mn-(0.5Cu) 조성의 냉연강판들을 설계하여, 이상영역열처리 및 항온변태처리에 따라 인장특성 및 성형성을 평가하고 기존의 고성형성 냉연강판과 비교하였다. 또한, TRIP형 냉연강판에서 최적의 성형성을 나타내는 열처리조건과 성형성에 미치는 잔류오스테나이트의 부피분율과 안정도의 상관관계 및 합금원소의 영향에 대하여 조사하고자 하였다.

2. 이론적 배경

2.1 변태유기소성(TRIP) 강판

1967년 Zackay 등[13]이 Fe-Cr-Ni계 준안정 오스테나이트 스테인레스(metastable austenite stainless)강에서의 TRIP 현상이 강재의 연성을 향상시킨다고 보고한 이래, 이러한 현상을 응용한 여러 범주의 고강도-고연성의 합금강이 개발되었으며[13-17], 특히 Fe-C-Si-Mn계 저합금 TRIP강이 개발되어 그 응용성이 더욱 증대되고 있다[2-5]. TRIP 강판은 잔류오스테나이트의 TRIP 현상에 의한 연성이 가장 중요한 목적이므로, 10% 이상의 잔류오스테나이트를 함유하여야 하며, 기존의 이상조직강 수준의 C 함량(0.1wt.% 이하)으로는 잔류오스테나이트의 부피분율의 감소에 따라 TRIP 현상에 의한 연성향상 효과는 작아질 수밖에 없다. 따라서, 초기 Matsumura 그룹의 TRIP강에 대한 연구는 주로 0.4wt% 수준의 탄소를 함유한 중탄소강에 대한 것이었다[16-19]. 그러나, 높은 탄소함량은 강재의 용접성을 급격히 저하시킴으로써, 인장강도 1000MPa, 연신율 40% 정도의 매우 우수한 재질에도 불구하고 그 사용은 극히 제한적일 수밖에 없다. 이에 따라, Sugimoto 그룹은 탄소함량 0.2wt%(spot 용접이 가능한 탄소 조성의 범위)의 강재에 대한 연구를 활발히 진행하였으며[15,20], TRIP 강판의 최적의 조성 및 제조공정 등이 여러 연구자들[2-7,13-20]에 의해 확립되었다.

2.1.1 TRIP강의 미세조직 및 물성

TRIP강은 잔류오스테나이트의 변형/응력 유기 마르텐사이트 변태(Strain/Stress Induced Martensite Transformation)에 의한 물성의 향상에 그 목적이 있다. 따라서, 미세조직은 잔류오스테나이트를 10% 이상 함유하는 것이 바람직한데, 용질원자의 partitioning에 의한 오스테나이트의 Ms 온도저하가 잔류오스테나이트 형성에 가장 중요한 요인으로 인식되고 있다. 이러한 미세조직을 얻기 위해서는 미세조직 제어를 위한 열처리 공정이 필요하며, 이상영역열처리와

항온변태처리를 조합하여 얻을 수 있다. 이러한 열처리 과정에서 일어나는 열처리 단계별 미세조직의 변화를 그림 1에 도식적으로 나타내었다.

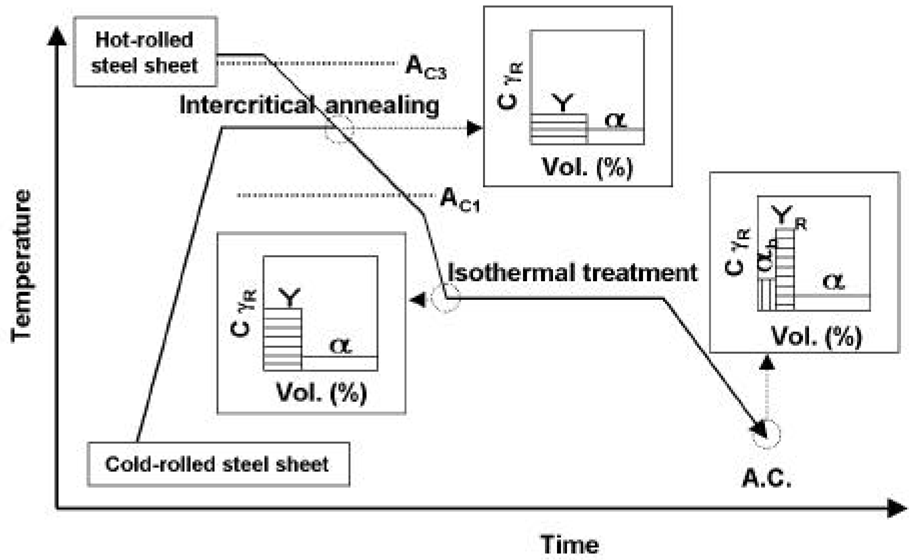

Fig. 1. Schematic drawing of the heat treatment process for producing TRIP steel and microstructural change at each stage of the process.

열연강판은 통상 페라이트/펄라이트 2상으로 구성되어져 있으며, 냉연강판을 오스테나이트/페라이트 이상영역 온도에서 어닐링하면 펄라이트가 오스테나이트로 상변태함으로써 오스테나이트와 페라이트의 이상조직이 된다. 이때, 조직의 구성비율은 성분에 따른 AC1, AC3 및 가열온도에 의해 결정되어진다. 이후, 항온변태처리온도까지 급속한 냉각에 의해 이상영역에서의 오스테나이트 상의 펄라이트 변태가 억제되고, 오스테나이트로부터 일부의 초석 페라이트(혹은 변태 페라이트, transformed ferrite)로 변태될 수 있으며, 이때 남은 오스테나이트에 합금원소, 특히 탄소의 농축이 일어난다. 이러한 탄소의 농축은 항온변태처리 과정에서 오스테나이트로부터 베이나이트로 변태되면서 한층 진행된다. 결과적으로 C, Mn 등의 오스테나이트 안정화원소가 오스테나이트에 농축되면서 MS 온도가 낮아지

게 되므로 상당량의 오스테나이트가 안정화되어 상온까지 잔류하게 된다. 따라서 TRIP강의 미세조직은 페라이트, 베이나이트 및 잔류오스테나이트로 구성되어져 있으며, 각각의 부피분율은 페라이트를 기지로 하고 2차상(베이나이트+잔류오스테나이트) 분율이 대략 40 50% 정도를 차지하며, 이중 잔류오스테나이트의 부피분율이 전체 기준으로 5 20% 정도를 구성하고 있다.

TRIP강에 대한 연구가 활발히 진행된 것은 TRIP 현상의 응용이 일반적인 재료의 강화법과는 달리 연성의 저하없이 강도를 향상시킬 수 있다는 판단 때문이다. 즉, 동일한 강도 수준의 강판과 비교하면, 기존의 강화 방법에 의한 고강도 강판에 비해 높은 연신율을 보이며, 결과적으로 인장강도×연신율로 표기되는 가공성 지수가 다른 고강도 강에 비해 높다. 그림 2는 현재까지 개발된 여러 종류의 고강도 강판의 강도-연성의 관계를 보여주고 있다.

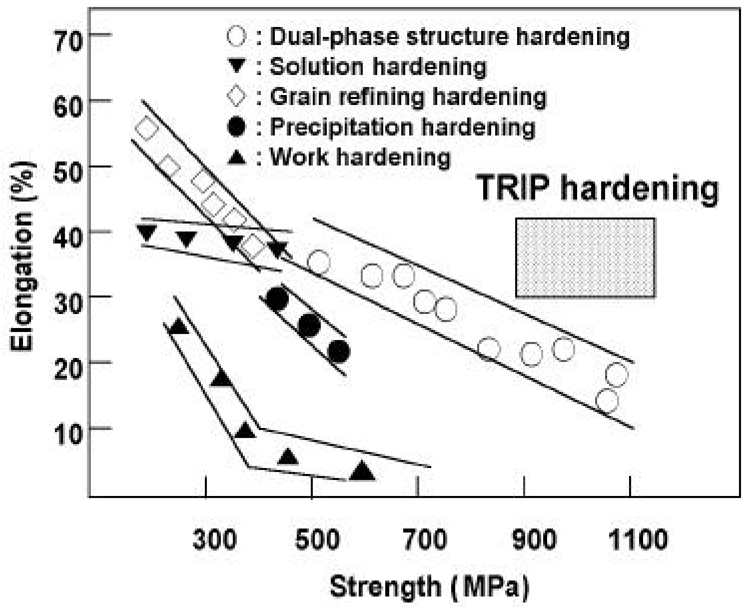

Fig. 2. Strength-elongation balance of the various high strength steel sheets depending on their hardening mechanism.

그림 2에서 보듯이 TRIP 강판은 강도-연성의 조화가 타 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 가공성의 저하와 함께 저온인성의 저하, 용접성의 열화를 동반함으로써 적용에 제한을 받고 있다. 반면, TRIP강은 미세조직내 존재하는 잔류오스테나이트의 TRIP 현상에 의해 기존의 고강도강에 비해 매우 우수한 인장강도-연성의 조화를 보이며, 아울러 성형성, 용접성 등도 우수한 것으로 보고되고 있어 철강소재의 고강도화에 매우 효과적인 방법으로 판단된다[14 20].

2.1.2 변태유기소성(TRIP : transformation induced plasticity) 현상

마르텐사이트 변태와 관련된 온도 변화에 따른 자유에너지 변화를 그림 3에 도식적으로 나타내었다[21]. 강을 오스테나이트 영역으로 가열한 후 임계냉각속도 이상으로 급냉하면 마르텐사이트 변태를 일으킨다. 그러나 오스테나이트인 γ상과 마르텐사이트인 α′상의 자유에너지가 서로 같은 온도는 T_0이지만, 마르텐사이트 변태는 격자변태로 체적변화와 탄성변형을 수반하기 때문에 이를 극복하기 위한 추가적인 자유 에너지가 필요하여 이보다 낮은 MS 온도에서 변태가 일어난다. 따라서 오스테나이트의 자유에너지와 마르텐사이트의 자유에너지의 차이가 마르텐사이트 변태를 일으키기 위한 임계구동력으로 취급되고 있다. 그림 3에서 보는 바와 같이 MS 온도에서는 $\Delta G_{Ms}^{\gamma\rightarrow\alpha'}$ = AB에 해당하는 화학적 자유에너지가 변태구동력으로 작용한다. MS 온도와 T_0 온도 사이의 온도인 T_1에서는 외부에서 응력을 가하여 AB와 같은 크기의 구동력이 작용하면 마르텐사이트 변태가 일어날 수 있다. 즉 AB = CE 이면, CE = CD + DE인 관계가 된다. 여기서, CD는 화학적 자유에너지 차이에 기인된 화학적 구동력(chemical driving force)에 해당한다. 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 Md라 한다.

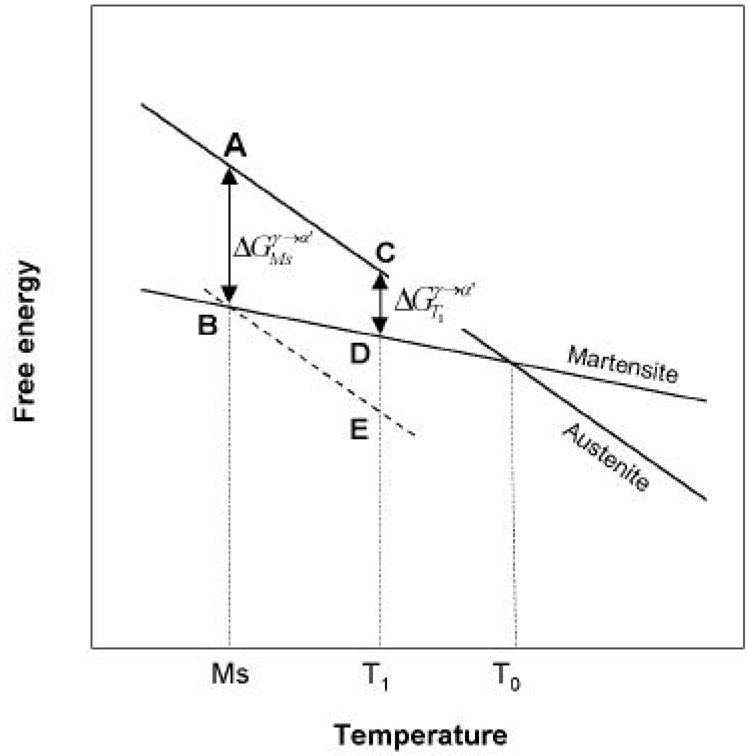

Fig. 3. Schematic diagram showing the free energy change for a martensite transformation from austenite.

이와 같이, 외력의 도움에 의해 변태가 일어나는 가공유기변태는 일반적으로 다음의 2 가지 형태로 분류되고 있다[22,23]. 응력의 도움 없이 냉각시 생성되는 마르텐사이트와 동일한 위치에서 핵생성이 일어나는 경우를 응력유기변태(stress-assisted transformation)라 하고, 소성변형에 의해 새로운 장소에서 핵생성이 일어나는 경우를 변형유기변태(strain-induced transformation)라 한다. 두 변태기구에 대한 응력과 온도의 관계를 그림 4에 도식적으로 나타내었다. MS 온

도와 M_S^α 온도 사이에서 일어나는 변태가 응력유기변태로서 재료의 slip에 요하는 응력보다 낮은 응력이 가해진 경우 발생하기 때문에 소성변형은 전부 변태소성에 의한 것으로, 마르텐사이트의 부피분율은 변형량과 직선적인 관계를 갖는다.

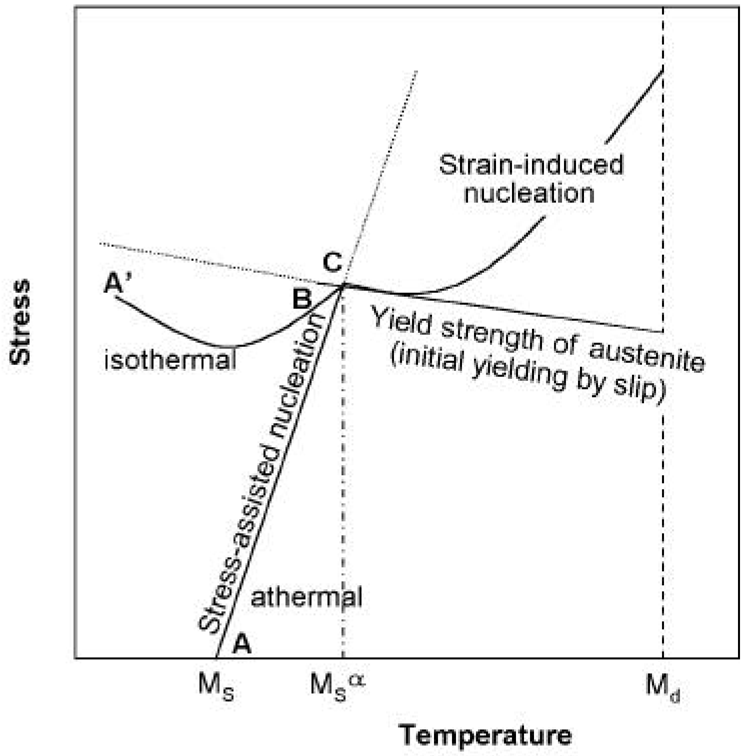

Fig. 4. Schematic representation of the stress-assisted and strain-induced martensitic transformation.

M_S^α 온도는 마르텐사이트 변태가 탄성응력에 의해 유기될 수 있는 최대온도이다. M_S^α 온도 이상에서는 응력유기변태에 필요한 응력에 도달하기 전에 모상중에 소성유동이 일어나게 되고, 새로 생긴 변형유기 핵생성 장소(site)가 변태에

영향을 주게 된다. Shear band의 교차점이 응력유기 마르텐사이트 변태의 핵생성 장소(site)로 작용하며, 이에는 HCP 구조의 ε-마르텐사이트, 기계적 쌍정, 적층결함 및 planar slip band 등이 있다. 즉 M_S^{α} 온도와 Md 온도 사이의 온도범위에서 변형유기변태가 일어나며, 이와 같은 변형유기변태가 일어나는 경우 재료는 매우 큰 소성을 나타내며, 이러한 현상을 변태유기소성(TRIP) 이라 한다.

2.1.3 가공유기변태에 의한 연성향상기구

변형 도중에 생성되는 변형유기상(쌍정, 마르텐사이트 등)이 연성향상에 기여하는 기구[24]는 준안정 오스테나이트계 합금에 대한 연구에서 출발하였다. McRaynolds[25]는 오스테나이트 강의 연구에서 변형 중에 마르텐사이트가 생성되면 준안정 오스테나이트의 가공경화가 촉진되어 necking이 억제된다는 기구를 제안하였다. 이 제안은 오스테나이트 단상조직의 변형시에 생성되는 ε-마르텐사이트, α′마르텐사이트 및 변형쌍정 등과 같은 변형유기상이 강의 연성과 파괴인성을 현저히 향상시킨다는 실험결과[26-28]의 뒷받침으로 널리 인정받고 있다. 또한 Marder[29]와 Rigsbee[30]등은 페라이트와 마르텐사이트로 구성된 이상조직강에 존재하는 수 %의 잔류오스테나이트가 연성향상에 기여하는 효과가 있다고 제안하였다. 이들은 이상조직강에 소량으로 존재하는 잔류오스테나이트가 변형중에 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 등[31]은 잔류오스테나이트를 함유한 복합조직강의 변형을 semi-mechanistic model에 의해 계산하였으며, 기계적 성질과 잔류오스테나이트의 안정도와의 관계를 규명하였다. 즉, 잔류

오스테나이트가 지나치게 안정하면 변형도중에 변태가 일어나지 못하여 강도 및 연성향상에 기여하지 못하며, 반대로 너무 불안정하면 변형초기에 거의 모든 오스테나이트가 마르텐사이트로 변태함으로써 복합조직강과 유사한 특성을 나타내어 강도는 증가하지만 연성은 오히려 떨어진다. 따라서 적당한 안정도를 갖는 잔류오스테나이트만이 연성과 강도 향상에 기여한다고 보고하였다.

또한, 페라이트, 베이나이트 및 잔류오스테나이트로 구성된 3상 조직강에서 연성향상에 기여하는 잔류오스테나이트의 역할은 Rigsbee[30]가 제안한 변태에 따른 가공경화율의 증가로 설명되고 있다. Matsumura 등[32]은 비교적 많은 양의 잔류 오스테나이트를 함유한 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 보고하였다.

이상의 제안들을 종합해 보면 오스테나이트의 변형유기상은 연질상인 모상(matrix)의 전위밀도 증가에 따른 가공경화를 촉진하여 necking을 억제하기 때문에 강도와 연성이 향상된다고 요약할 수 있다. 그러나 모상의 전위밀도만을 고려한다면 강의 가공경화율이 변태시기, 즉 잔류오스테나이트의 안정도에 따라서 달라질 이유가 없다. 따라서, Suzuki[33]와 Chung[24] 등은 잔류오스테나이트의 가공유기변태는 페라이트 기지(matrix)의 응력집중을 완화하는 과정으로 볼 수 있으며, 이러한 응력집중의 완화과정이 점진적으로 일어날수록, 즉 잔류오스테나이트의 마르텐사이트 변태가 점진적으로 일어날수록 강판은 균일하게 변형하여 연성이 향상된다고 보고하였다.

2.1.4 잔류오스테나이트의 안정성

페라이트, 베이나이트 및 잔류오스테나이트로 구성된 복합조직 TRIP강에서의 높은 연신율은 잔류오스테나이트의 가공유기변태에 크게 의존한다. 이러한 TRIP 강의 연성은 Ms 온도와 잔류오스테나이트의 부피분율에 의해 결정되며 연성향

상은 변형유기변태를 적당히 억제함으로써 얻어질 수 있다[15]. 즉 높은 균일연신율을 얻기 위해서는 적당한 안정도를 갖는 잔류오스테나이트를 미세조직 내에 균일하게 분포시키는 것이 바람직하다. 잔류오스테나이트가 너무 안정하면 큰 변형이 가해진 이후에도 변태되지 않아 단순히 석출물의 효과만을 보이고, 반대로 너무 불안정하면 변형 초기에 변태되어 페라이트와 마르텐사이트로 구성된 이상조직강과 같은 결과를 얻게 된다. 일반적으로 잔류오스테나이트의 안정도는 Ms 온도에 크게 영향을 받는데, 이는 그림 3에 보인바와 같이 가공유기 마르텐사이트변태가 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 고용함량이 증가함에 따라 잔류오스테나이트의 MS 온도가 낮아지게 되어 결국 잔류오스테나이트의 안정도가 증가하게 된다. 합금원소의 고용함량이 Ms 온도에 미치는 영향은 아래 식으로 나타내어진다.

$$MS = 550 - (360 \times \%C) - (40 \times \%Mn)$$

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

2.2 변형유기 마르텐사이트 변태속도식

TRIP강의 우수한 강도-연성의 조화는 잔류오스테나이트의 변형/응력 유기 마르텐사이트 변태에 의존하며, 아울러 각 합금의 인장특성과 성형성은 잔류오스테나이트의 변태속도 및 잔류오스테나이트의 안정성에 의존하는 것으로 알려져 있다. 잔류오스테나이트의 변형/응력 유기 마르텐사이트 변태현상에 대해서는 초기 오스테나이트의 변형/응력유기 변태현상에 대한 연구를 바탕으로 여러 연구자들에 의해 연구가 진행되고 있으며, 각기 다른 변태속도 실험식을 제시하고 있다. 현재 TRIP강 분야에서 가장 활발한 연구를 수행하고 있는 Sugimoto 등[15]은 다음의 실험식을 통해 잔류오스테나이트의 안정성을 평가하고 있으며,

$$\log f = \log f_0 - k \cdot \varepsilon \qquad (1)$$

(f ; 잔류오스테나이트 부피분율, f_0 ; 초기 잔류오스테나이트 부피분율, k ; 안정도 계수, ε ; 진변형률)

이 식에서 k 값이 작을수록 잔류오스테나이트의 변형에 대한 안정도가 높다는 것을 의미한다.

한편, 오스테나이트에서 마르텐사이트로의 변태속도식은 안정도계수의 비교가 쉬워야 하고 실험적인 근거로 해석되어야 한다. 지금까지의 실험결과를 살펴보면 오스테나이트에서 마르텐사이트로 변태될 때, 큰 활성화 에너지가 필요하기 때문에 균일 핵생성이 어렵고 복합조직강판에서의 잔류오스테나이트와 304 스테인레스강에서의 오스테나이트상 등이 100% 마르텐사이트로 변태되지 않음을 알 수 있다[34,35]. Olson과 Cohen[36]이 제시한 변태속도식은 잔류오스테나이트의 비교가 용이하지 못하고, 오스테나이트가 모두 마르텐사이트로 변태된다고 가정하고 있다. 소성변형에 의해 마르텐사이트 변태가 일어나는 경우에는 변형에 의한 거시적인 연신이 순간적으로 일어나서 동적연화(dynamic softening) 현상을 보이는 것으로 알려져 있는데, 이것은 변태가 일어나기 전에 이미 상당량의 전위가 오스

테나이트 주위에 집적되어 있음을 의미한다. 따라서, 변형유기 변태에서 변형량과 변태량의 관계를 밝히기 위해서는 소성변형에 수반되는 결정립내의 전위집적을 고려할 필요가 있다. 최근에 Chung[24]과 Chang 등[37]이 제안한 비탄성변형 모델을 이용하여 변형유기 마르텐사이트 변태를 해석하면, 비탄성변형 중에 전위들의 집적으로 인하여 재료내부에 축적되는 내부변형에너지를 변형유기 마르텐사이트 변태의 기계적 구동력(그림 3에서 DE)으로 생각할 수 있다. 이러한 변형유기 마르텐사이트 변태를 자유에너지 개념으로 사용하여 내부변형에너지(internal strain energy, u_1)와 내부응력(internal stress, σ_1), 내부변형률(internal strain, a)의 관계[38,39]로부터 다음과 같은 관계식을 얻을 수 있다. 여기서 M은 내부강성율(internal modulus)을 의미하는데 전단 강성율(shear modulus)과 거의 같은 크기를 가진다.

$$u_1 = \frac{1}{2}\sigma_1 a = \frac{1}{2} M a^2 \quad (1)$$

이러한 내부변형에너지를 기계적 구동력으로 하는 변형유기 마르텐사이트 변태는 높은 변형에너지를 가진 핵생성 장소를 형성하는 단계와 이곳에서 마르텐사이트로 변태되는 두 단계로 분리하여 생각할 수 있다. 먼저 핵생성 장소는 내부변형에너지가 높은 곳에서 생성되며, 내부변형에너지의 증가에 따른 핵생성 장소의 증가율은 식 (1)의 관계로부터 다음과 같이 내부변형률의 증가에 따른 핵생성 장소의 증가율로 정의할 수 있다.

$$n = \frac{d\log N_1}{d\log a} \quad (2)$$

N_1 : Number of nucleation sites per unit volume

그러나, 내부변형률은 직접 측정하기 어렵고, 또한 변형이 어느 정도 진행된 정상상태에서는 $da/d\varepsilon \equiv a/\varepsilon$의 관계를 가지게 되어 내부변형률은 비탄성 변형률(inelastic strain, ε)로 대치할 수 있다. $\varepsilon=0$인 조건에서는 내부변형에너지의 집

적이 없으므로 핵생성 장소가 존재하지 않는다. 따라서, 식 (2)을 $\varepsilon=0$에서 $N1=0$이라는 초기 조건을 이용하여 적분하면 다음의 관계를 얻을 수 있다.

$$N1 = A\varepsilon n \qquad (3)$$

A : Integral constant

핵생성 장소에서 일어나는 마르텐사이트 변태는 다른 많은 연구자들에 의해 제안되었듯이 오스테나이트 상이 소멸되면서 마르텐사이트 상이 생성되는 전형적인 자기촉매 현상(autocatalytic phenomenon)으로 볼 수 있다. 따라서 핵생성 장소에서 마르텐사이트로 변태된 마르텐사이트 엠브리오(embryo)의 증가분은 다음과 같은 형태로 기술할 수 있다[40].

$$dN^{a} = p(N_{s}^{a} - N^{a})dN^{1} \qquad (4)$$

N^{a} : Number of martensite embryos per unit volume

N_{s}^{a} : Maximum number of N^{a}

p : Probability for nucleation sites to transform to martensite

식 (3)의 양변을 미분하여 식 (4)에 대입한 후, $\varepsilon=0$일 때 $N^{a}=0$의 초기 조건을 사용하여 식 (4)을 적분하면, 아래의 식과 같이 변형유기 마르텐사이트 변태의 속도식을 얻을 수 있다.

$$\frac{N^{a}}{N_{s}^{a}} = \frac{f}{f_{s}} = 1 - \exp(-\alpha\varepsilon^{n}) \qquad (5)$$

f : Volume fraction of martensite

f_{s} : Saturation value of f

α : Stability parameter

n : Deformation mode parameter

위 식에서 α는 pA로 정의되고, 이 값은 온도와 합금조성에 관련되는 오스테나

이트의 안정도계수로 해석할 수 있다. 안정도계수가 클수록 오스테나이트가 마르텐사이트로 변태하려는 경향이 강하다. 안정도계수와 변형모드계수는 식 (5)을 정리한 후, 양변에 대수값를 취해 얻어지는 다음 식으로부터 실험적으로 구할 수 있다.

$$\log\left[\ln\left(1-\frac{f}{f_s}\right)^{-1}\right] = \log\alpha + n\log\varepsilon \qquad (6)$$

위 식에서 변형모드계수 n값은 log[ln(1-f/fS)-1)]와 log ε를 도시한 직선의 기울기를 통해 얻을 수 있고, 안정도계수 α는 ε=1일 때의 절편 값으로 구할 수 있다. 식 (5)와 식(6)은 Cohen이나 Angel 등이 제안한 속도식과 형태적으로 유사하나 앞의 연구자들이 실험적 데이터를 근거로 속도식을 유도한 반면, Chung과 Chang 등이 제안한 식 (6)에서는 변형유기 마르텐사이트 변태의 구동력으로 내부변형에너지를 상정하고 이에 기초하여 속도식을 유도하였다. 식 (1)의 k 값과 마찬가지로 식 (6)에서 안정도계수 α 값이 작을수록 잔류오스테나이트의 안정성이 높아 변형에 대한 잔류오스테나이트의 마르텐사이트 변태 저항성이 높다는 것을 의미한다. 한편, n은 마르텐사이트 핵생성율에 관련된 상수로 저합금 복합조직형 TRIP형 냉연강판의 경우 1.0으로 일정한 값을 보인다고 보고하고 있다[24].

3. 실 험 방 법

3.1 합금용해 및 압연

본 연구에서는 용접성 및 재활용성 향상을 위하여 기존의 TRIP형 냉연강판보다 탄소함량이 낮은 (0.1, 0.15)C-(1.0, 1.5)Si-1.5Mn-(0.5Cu) 조성의 냉연강판을 사용하였다. 고순도 전해철과 Fe-Mn, Fe-Si 등의 합금철을 이용하여 진공유도 용해하였으며, 봉상의 고순도 알루미늄으로 탈산처리를 하였다. 주조된 강괴는 25mm 두께의 슬라브로 조압연한 후, 이를 다시 3mm 두께로 열간압연 하였다. 조압연 및 열간압연은 강괴를 1250℃에서 2 시간동안 가열한 후 실시하였으며 마무리 압연온도는 900℃로 하였다. 열연강판들을 80℃의 10% HCl 수용액으로 산세한 후, 냉간압연하여 두께 0.8mm의 냉연강판을 제조하였다. 표 1에 본 연구에서 사용된 냉연강판의 화학조성과 Andrews의 식[41]으로 계산된 냉연강판들의 A_{C1}, A_{C3} 및 Ms 점을 나타내었다.

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

Steel	C	Si	Mn	Cu	A_{C1}	A_{C3}	Ms
ECO-1	0.16	1.42	1.47	-	737	935	430
ECO-A	0.10	0.94	1.51	0.49	734	887	449
ECO-B	0.10	1.48	1.52	0.51	750	912	450
ECO-C	0.15	1.49	1.51	0.51	750	900	432

3.2 이상영역열처리 및 항온변태처리

본 연구에서는 다양한 열처리조건으로 실험한 결과로부터 높은 잔류오스테나이트 부피분율과 함께 가장 우수한 기계적 성질을 얻을 수 있는 조건을 선택하여 인장시편과 장출성형시험(LDH 및 FLC) 시편의 이상영역열처리 및 항온변태처리를 실시하였다. 이상영역열처리를 $(A_{C1}+A_{C3})/2$의 온도와 페라이트 : 오스테나

이트 부피분율이 50 : 50 및 60 : 40이 되는 온도를 선택하여 5분간 실시하였으며, 항온변태처리는 Ms 온도와 이보다 20 30℃ 높은 온도범위에서 3분간 실시한 후 공냉하였다. 이상영역열처리와 항온변태처리는 고온용 및 저온용 염욕로(salt bath)를 사용하여 실시하였다.

3.3 미세조직 관찰

C-Si-Mn계 TRIP형 철강재료는 페라이트, 베이나이트 또는 마르텐사이트 및 잔류오스테나이트 등으로 구성되어 미세조직이 매우 복잡하기 때문에 나이탈 용액으로 에칭할 경우 각각의 구성상들이 명확하게 구별되지 않는다. 본 연구에서는 미세조직 구성상들을 구분하기 위하여 sodium metabisulfite 용액[6,7]($Na_2S_2O_3 \cdot H_2O$ 10g + H_2O 100ml)으로 시편을 에칭하는 방법을 사용하였다. Sodium metabisulfite 용액으로 시편을 에칭하여 광학현미경으로 관찰하면 페라이트는 회색, 베이나이트 또는 마르텐사이트는 검은 색, 그리고 잔류오스테나이트는 흰색으로 나타나기 때문에 구성상의 구분이 용이하다.

3.4 인장시험

냉연강판들은 시편의 길이방향이 각각 압연방향과 0°, 45°, 90°이며 게이지부 길이 25.4mm, 폭 6.3mm인 인장시편(ASTM E-8규격)으로 가공하였다. 항복강도와 인장강도, 파괴시까지의 인장변형률은 상온에서 분당 2.5mm의 crosshead speed로 인장시험기를 사용하여 평가하였다. 인장시험에서 얻어진 공칭응력-공칭변형률 곡선을 log 진응력-log 진변형률 곡선으로 변환하여 균일변형률 5 20% 범위에서 가공경화지수, n을 결정하였다. 또, 각각 0°, 45°, 90° 방향의 인장시편을 15% 인장변형시킨후, 변형 전과 후의 게이지부 길이 및 폭을 측정하여 소성변형비, r 값을 아래의 식 (7)로 구하였다.

$$r = \varepsilon_w / \varepsilon_t = \ln(w_f / w_0) / \ln(w_0 l_0 / w_f l_f) \qquad (7)$$

여기에서, 균일변형률 내에서 체적은 불변이며, w와 l은 각각 폭 및 길이, 첨자 0와 f는 각각 변형 전 및 변형 후를 나타낸다.

3.5 장출성형시험

본 연구에서는 장출성형성을 평가하기 위하여 반구형 펀치에 의한 한계돔높이(LDH, limiting dome height) 시험을 행하였다. 판재의 길이를 200mm로 하고 폭을 변화시킨 사각시편을 사용하여 최소 한계돔높이(LDH0, minimum value of LDH)를 구하였으며, 시험개략도를 그림 5에 나타내었다.

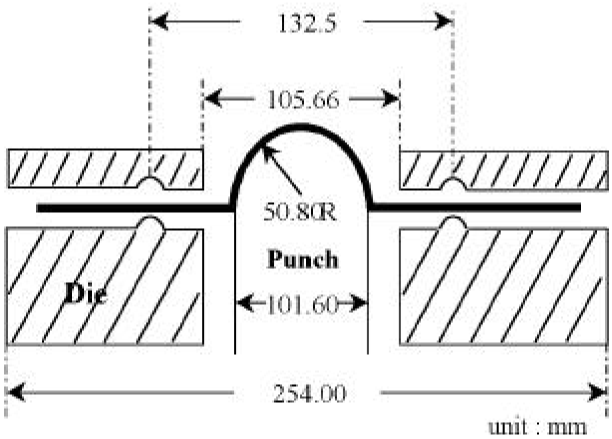

Fig. 5. Schematic diagram of the LDH test.

시험시 블랭크(blank) 압력은 35 40ton, 펀치속도는 0.4mm/sec로 하였고, 방청유를 사용한 윤활조건 및 무윤활조건에서 실시하였다. 이와 함께, 판재의 길이를 200mm로 하고 폭을 변화시킨 사각시편에 전기화학적 부식법으로 원형 그리드를 입혀 동일한 시험장치를 이용하여 국부네킹이나 파괴가 발생할 때까지 펀치신장을 하였다. 펀치신장을 하면 원형이던 그리드가 타원형으로 변화하는데, 주변형률 ε_1과 부변형률 ε_2를 광학그리드측정장치(OGA, optical grid analyzer)를 사용하여 국부네킹 부위와 네킹이 발생하지 않은 부위에서 측정하여 한계변

형률을 설정한 후, 선형한계곡선(FLC, forming limit curve)을 작성하였다.

3.6 잔류오스테나이트 부피분율 측정 및 안정도 평가

인장변형률에 따른 잔류오스테나이트 부피분율의 변화는 X-선 회절분석기(XRD)로 측정하였다. XRD 분석용 시료는 인장변형된 시편을 두께가 1/2이 되도록 5% HF＋95% H_2O_2 용액으로 화학적 연마하여 준비하였다. XRD 분석은 Mo-Kα 특성선을 이용하였으며, 회절에 의해 얻어진 페라이트와 오스테나이트 peak의 적분강도로부터 다음 식 (8)[42,43]을 이용하여 잔류오스테나이트의 부피분율을 계산하였다.

$$V_\gamma = 1.4\, I_\gamma \,/\, (I_\alpha + 1.4\, I_\gamma) \qquad (8)$$

식 (8)에서 I_γ는 {220}γ, {311}γ peak에서 얻어진 평균 적분강도값이며, I_α는 {211}α peak로부터 구한 적분강도값이다.

본 연구에서는 소성변형에 따른 잔류오스테나이트의 안정도를 평가하기 위하여 Chung[24]과 Chang 등[37]이 최근에 제안한 실험식을 사용하였다. 그들은 냉연강판 내의 잔류오스테나이트가 전부 마르텐사이트로 변태하지 않으며[37], 소성변형에 수반되는 페라이트 결정립 내에서의 전위집적에 의한 내부변형에너지가 잔류오스테나이트의 변형유기변태에 필요한 기계적 구동력으로 작용한다는 가정하에 식 (6)과 같은 변형유기 마르텐사이트 변태속도식을 제안하였다. 식 (6)에서, f_s는 포화 마르텐사이트 분율, f는 변형과정에서 변태된 마르텐사이트 분율, ε은 진변형률, n은 변형모드변수이고, α는 잔류오스테나이트의 안정도 계수로 정의되는데, α가 클수록 잔류오스테나이트의 안정성이 낮아 마르텐사이트 변태가 빨리 일어남을 의미한다.

4. 결과 및 고찰

4.1 TRIP형 냉연강판의 성형성과 기존의 고성형성 냉연강판과의 비교

현재까지 고강도 강판으로 많이 사용되어온 이상조직강판은 800MPa 이상의 높은 인장강도를 가지고 있으나, 경질상(hard phase)인 마르텐사이트의 부피분율이 높기 때문에 20% 미만의 연신율과 열악한 프레스 성형성을 가지고 있어 다양한 가공법을 적용하기에 부적합하다. 최근 25% 이상의 균일연신율과 800MPa 이상의 인장강도를 동시에 가질 수 있는 강판으로서 TRIP형 냉연강판이 개발되었는데[44 47], 변태유기소성현상에 의해 고강도와 고연성을 동시에 나타내어 새로운 자동차용 고성형성 냉연강판으로 주목을 받고 있다. 그러나, 강도 및 연성향상에 대한 TRIP 효과의 유효성에 의해 TRIP형 냉연강판은 뛰어난 성형성을 지닌 것으로 인식되고 있는데 반하여 실제적인 성형성평가와 잔류오스테나이트의 영향에 대한 연구는 아직까지 전반적으로 미흡한 편이다. TRIP형 강판의 프레스성형성과 관련한 주요연구결과들을 살펴보면, Matsumura 등[18]은 TRIP형 강판은 변태유기소성에 의해 가공경화지수, n이 기존의 고성형성 강판보다 높기 때문에 특히 장출성형성이 우수하다고 보고하였으며, Hiwatashi 등[48]은 딥드로잉(deep drawing) 실험을 실시한 결과, TRIP형 강판은 플랜지부에서의 마르텐사이트 변태의 지연으로 펀치견부에 비해 가공경화율이 낮아져 드로잉 저항이 감소하기 때문에 낮은 소성변형비, r 값을 가짐에도 불구하고 딥드로잉성이 향상된다고 보고하였다. Sugimoto 등[49]은 온간가공(warm stretch-forming)을 통해 TRIP형 강판의 확공성(hole expanding)을 개선할 수 있는 최적성형온도를 제시하였다. 따라서, 본 항에서는 0.15C-1.5Si-1.5Mn TRIP형 냉연강판(ECO-1)을 사용하여 가장 높은 잔류오스테나이트 부피분율과 우수한 인장강도 및 인장연신율을 얻을 수 있는 조건인 이상영역열처리시 α : γ의 부피분율이 50 : 50인

800℃에서 이상영역열처리를 행한 후, 400℃(ECO-1A로 표기)와 430℃(ECO-1B로 표기)에서 항온변태처리한 후 인장특성과 성형성을 평가하였다. 또한, 이를 기존의 고성형성 강판인 석출강화강, 페라이트/마르텐사이트 이상조직강 및 고용강화강과 비교하였으며, 성형성과 잔류오스테나이트의 안정도와의 상관관계에 대하여 조사하고자 하였다.

4.1.1 TRIP형 냉연강판의 인장성질

그림 6은 ECO-1A 및 B 강판의 미세조직을 10% sodium metabisulfite 수용액($Na_2S_2O_3 \cdot H_2O$ 10g + H_2O 100ml)으로 에칭하여 관찰한 광학현미경 사진이다. 미세조직 중 엷은 회색 또는 짙은 회색으로 보이는 것은 페라이트, 검은 색으로 나타나는 부분은 베이나이트이고 흰색으로 나타나는 것이 잔류오스테나이트이다. 두 강판 모두 잔류오스테나이트의 부피분율이 10% 정도로 미세조직 전반에 걸쳐 균일하게 분포되어 있으며, 자세히 살펴보면 대부분의 잔류오스테나이트들이 주변의 페라이트 및 베이나이트와 연계하여 공존하고 있는데 반해 일부는 페라이트 결정립 내에 고립되어 있음을 볼 수 있다. 잔류오스테나이트의 형태와 마르텐사이트로의 가공유기변태와 관련하여, Chung[24]은 TEM 직접관찰 변형실험을 통해 주변의 페라이트 및 베이나이트와 연계되어 있는 잔류오스테나이트만이 소성변형시 마르텐사이트로 변태되어 연성향상에 기여하며, 베이나이트 래스(lath) 사이에 위치하는 film 형태의 잔류오스테나이트들과 페라이트 결정립 내에 고립되어 있는 잔류오스테나이트들은 많은 양의 소성변형이 가해져도 마르텐사이트로 변태되지 않는다고 보고하였다. 압연 방향에 대하여 각각 0°, 45°, 90°의 각도를 이루는 인장시편들을 이상영역열처리와 항온변태처리 후 인장시험을 하여 얻은 결과를 표 2에 정리하여 나타내었다. 이와 함께 기존의 고성형성 냉연강판들과의 비교를 위하여 Hiwatashi 등[50]의 연구결과 중에서 석출강화강(P 강으로 표기), 페라이트/마르텐사이트 이상조직강(D 강으로 표기) 및 고용강화강(S 강으로 표기)에 대한 결과를 인용하여 표 3에 나타내었다.

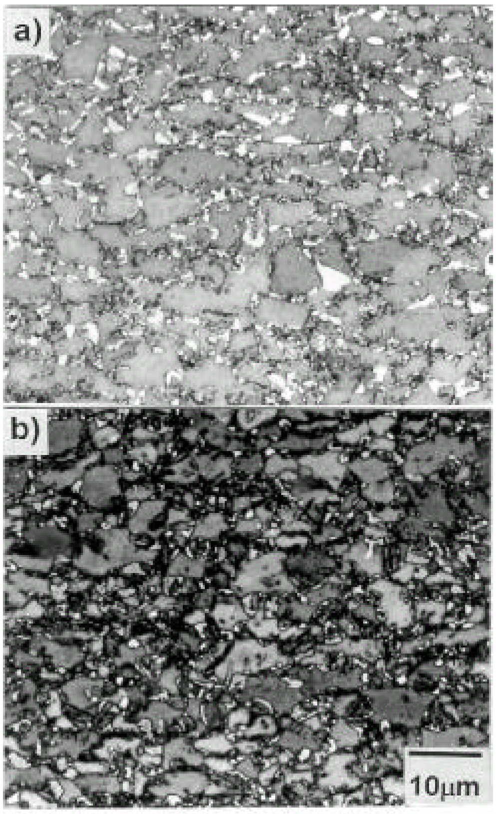

Fig. 6. Optical micrographs of the (a) ECO-1A and (b) ECO-1B steel sheets etched by 10% sodium metabisulfite solution.

Table 2. Mechanical properties of ECO-1A and ECO-1B steel sheets.

Steel	Angle to rolling direction	Y.S (MPa)	T.S (MPa)	TEL (%)	UEL (%)	n 5-20%	rm 15%
ECO-1A	0°	455.1	716.3	33.74	28.73	0.264	0.88
	45°	463.9	719.4	32.38	26.88	0.268	0.86
	90°	463.9	726.5	33.49	27.55	0.261	1.06
	Mean	461.7	720.4	33.00	27.51	0.265	0.91
ECO-1B	0°	455.3	733.1	35.14	29.56	0.247	1.07
	45°	471.6	723.2	27.61	23.12	0.266	0.86
	90°	476.6	728.9	26.49	23.52	0.278	1.04
	Mean	468.8	727.1	29.21	24.83	0.264	0.96

*Mean value, $X = (X_0 + 2X_{45} + X_{90})/4$

Table 3. Chemical compositions and mechanical properties of the steel sheets for the purpose of comparison with ECO-1A and ECO-1B steel sheets.

Steel	Compositions (wt. %)					n 5-10%	rm 15%	Mechanical Properties			
	C	Mn	Si	P	S			T.S. (MPa)	Y.S. (MPa)	TEl. (%)	UEl. (%)
P	0.13	1.35	0.25	0.018	0.002	0.172	0.88	564	431	27.5	16.9
D	0.09	2.07	0.03	0.025	0.006	0.185	0.70	653	346	27.0	18.4
S	0.09	0.19	0.99	0.016	0.006	0.188	0.87	434	323	35.7	22.0

표 2와 표 3을 비교하여 보면, ECO-1A 및 B 강판은 인장강도 500 600MPa급의 P 강과 D 강에 비하여 높은 인장강도에도 불구하고 연성이 우수하며, S 강과는 유사한 연성을 나타낸다. 이와 함께 식 (7)로부터 구한 rm 값은 0.91 0.96으로 P 강, D 강 및 S 강과 비교하여 높으며, n 값과 균일연신율 역시 높게 나타나 일축 연신 성질이 매우 우수함을 알 수 있다.

그림 7은 ECO-1 냉연강판과 비교 냉연강판들의 log 진응력-log 진변형률 곡선으로부터 구한 가공경화지수와 진변형률과의 관계를 나타낸 것이다. P 강, D 강 및 S 강은 변형률이 증가함에 따라 가공경화지수가 지속적으로 감소하는 경향을 나타내나, 잔류오스테나이트를 함유한 ECO-1A 및 B 강판은 높은 변형률 영역까지 거의 일정한 수준을 유지하고 있으며 다른 강종에 비하여 높은 값의 가공경화지수를 가지고 있음을 볼 수 있는데, 이는 잔류오스테나이트의 가공유기 마르텐사이트 변태에 따른 국부적인 변형집중(necking)의 지연에 기인하는 것이다[16,30].

4.1.2 TRIP형 냉연강판의 성형성

그림 8은 방청유로 윤활조건을 설정한 후, 반구형펀치로 장출성형하여 시편파단시의 펀치높이를 측정한 후 시편폭의 함수로 표시한 것으로, 비교재료인 P 강, D 강 및 S 강의 LDH 값[50]과 ECO-1A 및 B 강판의 평면변형에 대응하는 임계폭 129mm에서의 LDHo 값을 나타내었다. ECO-1A 및 B 강판은 각각 37.1mm, 35.2mm의 LDHo값을 가지고 있으나, S 강은 28mm, P 강과 D 강은 24 26mm의 LDHo를 나타내고 있다. 일반적으로 한계돔높이가 높을수록 스탬핑공정에 사용되는 강판의 성형성이 양호한 것으로 평가된다[51]. 따라서, ECO-1A 및 B 강판은 P 강, D 강 및 S 강보다 성형성이 우수함을 알 수 있다. 한편, 냉연강판의 일축 인장시 균일변형률과 장출성형성의 척도인 LDHo 값은 좋은 상관관계를 가지고 있는데[52], ECO-1A 강판은 ECO-1B 강판에 비해 높은 균일변형률(표 2)과 LDHo 값을 나타내어 성형성이 5% 정도 높은 것으로 평가될 수 있다.

그림 9는 ECO-1A 및 B 강판에 전기화학적으로 입힌 원형그리드를 장출성형한 후, 광학그리드측정장치(OGA)로 측정하여 이로부터 구한 성형한계곡선(FLC)을 나타내었다. 일반적으로 FLC 수준이 높을수록 성형성이 우수한 것으로 평가되며, 통상적으로 가장 낮은 점에 해당하는 한계 평면변형률, FLCo 값으로 성형성의 우열을 평가한다[52 54].

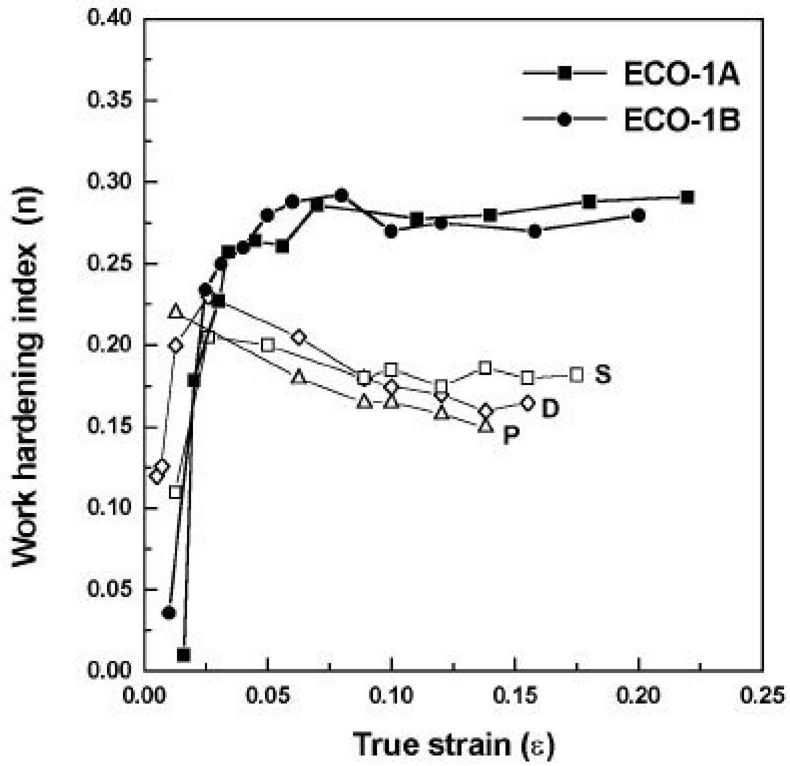

Fig. 7. Work hardening index, n as a function of true strain of the ECO-1 steel sheets compared with other steel sheets.

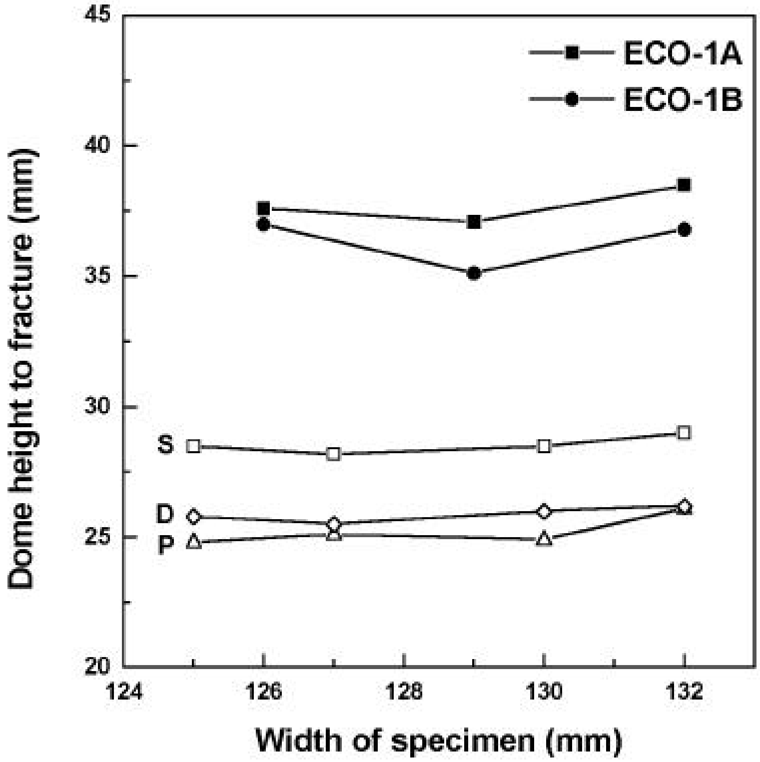

Fig. 8. Limiting dome heights of the ECO-1 steel sheets compared with other steel sheets.

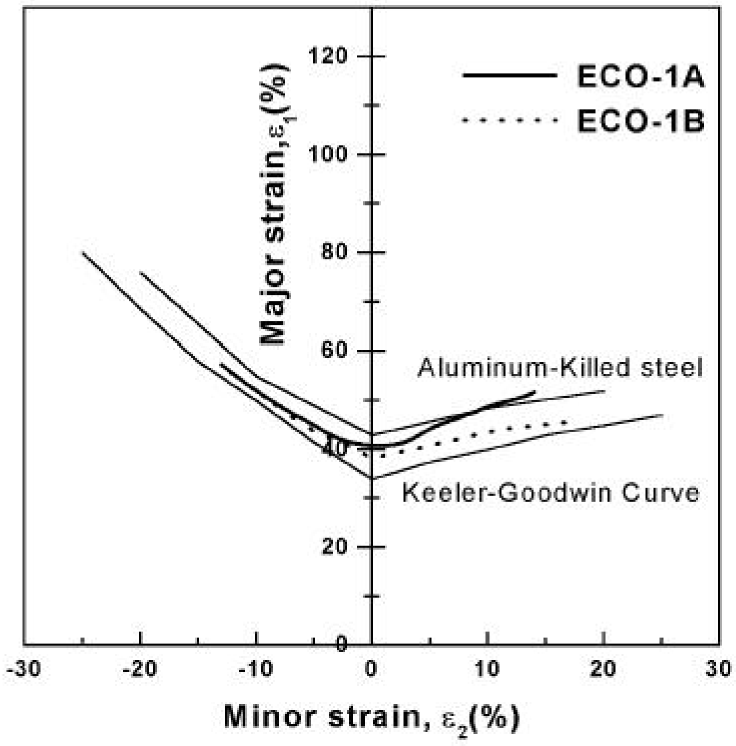

Fig. 9. Forming limit curves of the ECO-1A and ECO-1B steel sheets measured by OGA.

그림 9에서 보면, ECO-1A 및 B 강판의 FLCo 값은 aluminum-killed 냉연강판[55]과 비교하여 조금 낮으나 FLC의 형상은 유사한 경향을 가지고 있다. 그리고, ECO-1A 강판은 ECO-1B 강판과 비교하여 가공경화지수는 비슷하지만 균일변형률이 높아(표 2) FLCo 값이 5% 정도 높은 수준을 나타낸다. 이와 함께, 대부분의 저탄소 냉연강판의 FLC가 Keeler-Goodwin band내에 놓이는 것으로 알려져 있는데[56], ECO-1A 및 B 강판의 FLC도 이를 벗어나지 않고 있어 전반적인 성형성은 일반 저탄소 냉연강판과 비교하여 동등 내지는 우수한 것으로 평가될 수 있다. 이와 같이, TRIP형 냉연강판의 성형성은 잔류오스테나이트의 가공유기 마르텐사이트 변태에 따른 국부적인 변형집중(necking)의 지연에 기인하는 것이므로 잔류오스테나이트에 대한 해석이 필수적이다.

ECO-1A 및 B 강판에서의 일축인장 변형량에 따른 잔류오스테나이트 부피분율의 변화를 XRD를 이용하여 측정한 결과를 그림 10에 나타내었다. 변형 전 초기 잔류오스테나이트 부피분율은 약 11%로 동일하나, 변형초기에는 잔류오스테나이트 부피분율이 급격히 감소하며 ε=0.1 이후에는 변형량 증가에 따른 감소율이 다소 둔화된다. 그리고, ECO-1A 강판은 ECO-1B 강판과 비교하여 동일한 변형률에서의 잔류오스테나이트 부피분율이 높음을 볼 수 있어 ECO-1A 강판이 ECO-1B 강판보다 변형에 대한 잔류오스테나이트의 저항성이 크다는 것을 알 수 있다.

그림 11은 그림 10의 결과에 식 (6)을 적용하여 해석한 결과를 나타낸 것이다. 포화 마르텐사이트의 분율, fs는 인장시편을 일축 인장한 후, 최대 균일변형률에서의 잔류오스테나이트 부피분율을 측정하여 설정하였는데, ECO-1A 및 B 강판은 최대 균일변형률까지의 소성변형시 각각 초기 잔류오스테나이트의 74.8% 및 78.9%가 마르텐사이트로 변태함을 확인할 수 있었다. 그림 11과 식 (6)에서 직선의 기울기인 n 값은 변형모드계수로 항온변태처리온도에 관계없이 ECO-1A 및 B 강판의 경우 0.96 1.04로 거의 일정한 값을 가지는데, ECO-1 TRIP형 냉

연강판과 같은 C-Si-Mn계 철강재료에서는 n=1로 일정하며 합금계에 따라 특정한 값을 갖는 것으로 알려져 있다[24]. 그림 11의 직선으로부터 구해지는 α 값은 ECO-1A 강판의 경우에는 6.63으로 ECO-1B 강판의 10.76보다 낮다. 따라서, 그림 10과 그림 11의 결과에서 ECO-1A 강판은 ECO-1B 강판과 비교하여 잔류오스테나이트가 안정하여 변형에 대한 저항성이 크며 동일한 변형량에 대하여 상대적으로 가공유기 마르텐사이트변태가 지연됨을 알 수 있다.

4.1.3 TRIP형 냉연강판의 성형성에 대한 고찰

본 항에서는 현재까지 연구되어온 복합조직형 냉연강판들보다 탄소함량이 낮은 0.15C-1.5Si-1.5Mn TRIP형 냉연강판의 성형성을 다른 고성형성 냉연강판들과 비교하여 평가하고 이를 잔류오스테나이트의 안정도 측면에서 고찰하고자 하였다.

TRIP형 냉연강판인 ECO-1A 및 ECO-1B 강판은 비교강판인 P 강, D 강 및 S 강보다 높은 LDHo 값을 나타내어 성형성이 우수한 것으로 평가되는데(그림 8), 이는 그림 7에서 볼 수 있듯이 ECO-1 강판의 가공경화지수가 비교강판들보다 높은 값을 가지고 또한 높은 변형률 수준까지 거의 일정한 수준을 유지하기 때문이다. ECO-1 강판이 이와 같이 높은 가공경화지수와 함께 우수한 성형성을 가질 수 있는 것은 잔류오스테나이트의 가공유기변태와 이로 인한 높은 균일변형률에 의한 것으로, Matsumura[18]는 잔류오스테나이트를 함유한 강판에서의 연성향상은 잔류오스테나이트의 가공유기변태에 의해 소성변형시의 응력집중이 완화되어 페라이트 결정립의 가공경화능이 회복됨으로써 네킹의 발생을 높은 변형률 영역까지 지연시키는데 기인한다고 하였다. 이와 같은 이유로 ECO-1A 및 ECO-1B 강판은 잔류오스테나이트의 가공유기변태에 기인한 TRIP 효과에 의해 높은 가공경화능과 균일변형률을 나타내므로 성형성이 비교재료에 비해 우수하다. 한편, ECO-1A와 ECO-1B 강판은 연신율(인장 및 균일)을 제외한 항복강도, 인장강도, n 및 rm 등의 인장성질이 전반적으로 유사하다(표 2). 그러나, LDHo값

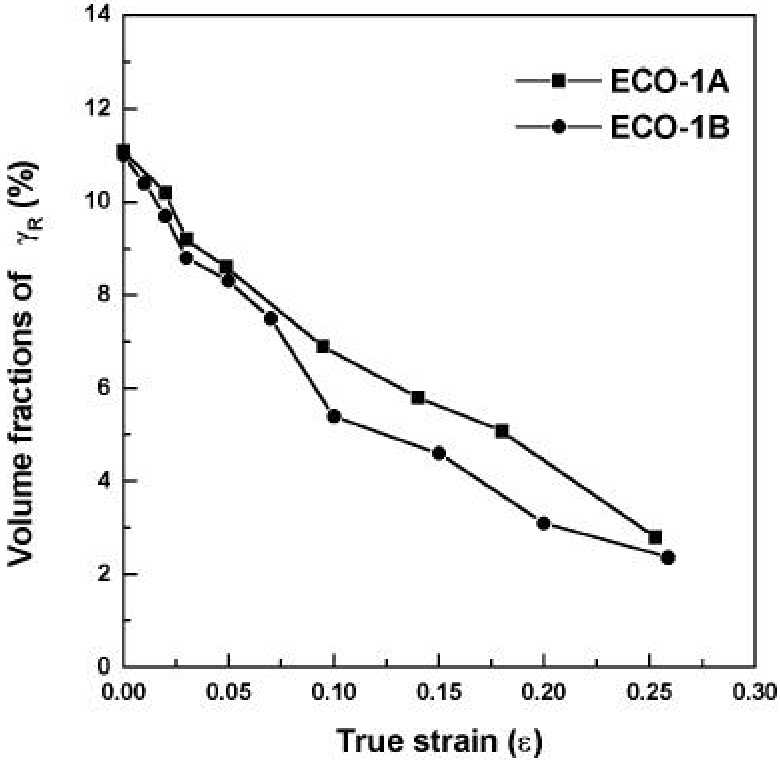

Fig. 10. Volume fraction of retained austenite as a function of true strain for the ECO-1A and ECO-1B steel sheets.

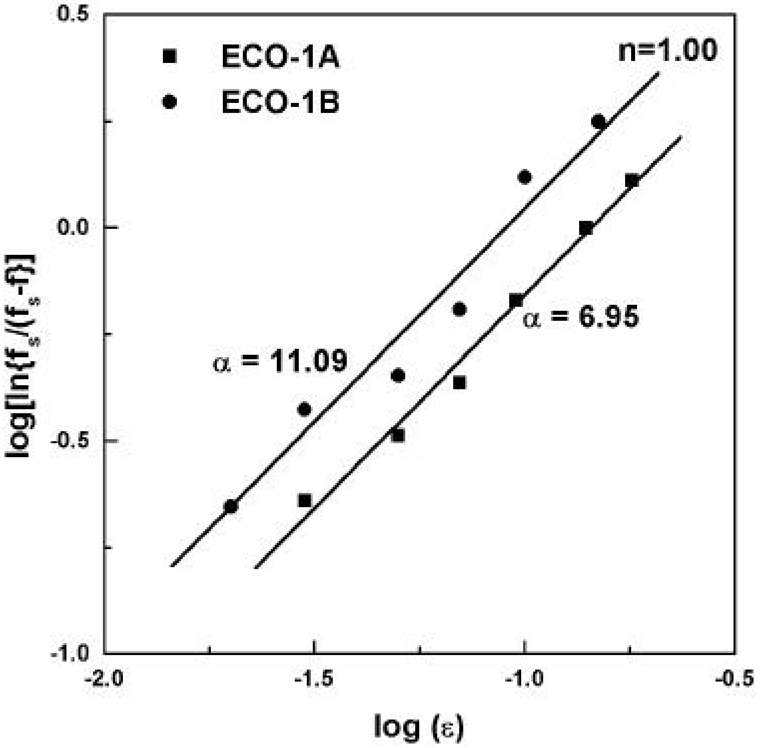

Fig. 11. Relationships between log[ln{fs/(fs-f)}] and log ε for the ECO-1A and ECO-1B steel sheets.

과 FLCo 값은 ECO-1A 강판이 ECO-1B 강판보다 높은 것을 볼 수 있는데(그림 8, 9), 이는 강판 내 잔류오스테나이트의 안정도에 기인한다. 그림 10에서 보면, 동일한 진변형률일 때 ECO-1A 강판의 잔류오테나이트의 부피분율이 ECO-1B 강판의 경우보다 높으며, 이를 Chang의 변태속도식[24,37,57](식 6)으로 해석한 결과에서도 잔류오스테나이트 안정도 계수인 α가 ECO-1A 강판의 경우 6.63으로 ECO-1B 강판의 10.76보다 낮다(그림 11). 이는 동일한 양의 잔류오스테나이트가 마르텐사이트로 가공유기 변태되기 위해서는 ECO-1A 강판의 유동응력이 ECO-1B 강판보다 증가하여야 하며, 변형에 대한 응력의 증가에 대응하여 잔류오스테나이트 안정도 계수 α 값이 낮으면 잔류오스테나이트의 변형에 대한 저항이 높아짐으로써 가공유기변태가 지연되어 높은 변형률 영역까지 네킹이 억제됨을 의미한다. 따라서, ECO-1A 강판은 ECO-1B 강판보다 높은 균일변형률을 가질 수 있으며 이와 함께 성형성도 우수한 것으로 평가될 수 있다.

이상과 같이 잔류오스테나이트의 안정도는 부피분율과 함께 복합조직형 냉연강판의 기계적 성질과 성형성을 결정짓는 매우 중요한 인자이다. 잔류오스테나이트의 안정도에 영향을 미치는 가장 중요한 인자는 잔류오스테나이트 내에서의 탄소농도로서, 냉연강판의 화학조성이 일정하다고 가정하면 잔류오스테나이트 내에서의 탄소농도는 열처리 조건, 즉 이상영역열처리와 항온변태처리 조건에 의해 결정된다. 이상영역열처리 조건의 설정과 관련하여 기존의 연구결과[17,19,24]들을 살펴보면 최대의 잔류오스테나이트 부피분율과 우수한 기계적 성질을 나타내는 이상영역열처리 온도범위는 $(A_{C1}+A_{C3})/2$ 또는 페라이트 : 오스테나이트 부피분율이 50 : 50 정도되는 온도인 것으로 알려져 있다. ECO-1A 및 ECO-1B 강판의 경우에도 이상영역열처리 온도인 800℃는 ECO-1 냉연강판에 대한 연구결과[6,7]로부터 가장 높은 잔류오스테나이트 부피분율과 함께 가장 우수한 기계적 성질을 나타내는 온도로서 이때 형성되는 페라이트와 오스테나이트의 부피분율 비는 50 : 50이었다. 이와 함께, ECO-1A 및 ECO-1B 강판은 각각 약 11%의 동일한 초기

잔류오스테나이트 부피분율을 가지고 있다(그림 10). 따라서, ECO-1A 및 ECO-1B 강판에서 잔류오스테나이트 안정도 계수 α 값의 차이는 항온변태처리 조건에 기인한 것이다. 항온변태처리에서의 상변태과정을 고찰하여 보면, 실제 항온변태처리 과정에서 베이나이트로 변태되는 것은 이상영역열처리시 형성된 오스테나이트로서, 탄소와 Mn 등의 오스테나이트 안정화 원소들은 오스테나이트 내에 대부분 고용되기 때문에 이상영역열처리시 생성되는 오스테나이트의 Ms 온도는 냉연강판 자체의 Ms 온도보다 낮아지게 된다. 800℃에서 이상영역열처리 할 경우, 페라이트와 오스테나이트의 부피분율비가 50 : 50이므로 Fe-Mn 평형상태도[58]에 따르면 원래 첨가되어 있는 1.47%의 Mn 중에서(표 1) 페라이트에 고용되는 0.3% 정도를 제외한 나머지는 오스테나이트에 고용되어 오스테나이트 내에서의 Mn 함량은 1.17% 정도가 된다. 이와 함께, 페라이트 내에서의 탄소고용도를 무시하고 탄소가 전부 오스테나이트 내에 고용된다고 가정하면, 이상영역열처리시 형성되는 페라이트와 오스테나이트의 부피분율이 50 : 50임으로 냉연강판 자체의 탄소함량 0.16%의 두 배가 오스테나이트에 고용되어 오스테나이트 내에서의 탄소농도는 0.32%가 된다. 따라서, 0.32%의 탄소와 1.17%의 Mn 농도를 가지는 오스테나이트가 항온변태처리 과정에서 페라이트 또는 베이나이트로 변태한다고 볼 수 있으며, 이러한 화학조성을 가지는 오스테나이트의 Ms 온도를 Andrews의 식[41]으로 계산하면 370℃ 정도 된다. ECO-1A 강판의 항온변태처리 온도인 400℃는 이렇게 산출된 Ms 온도를 바탕으로 Ms+20 30℃가 최적의 항온변태처리 온도라고 하는 기존의 연구결과[6,24]를 참조하여 설정된 것으로, 이에 비하여 ECO-1B 강판의 항온변태처리 온도인 430℃는 Ms+60℃로 매우 높은 편이다. 이러한 측면에서 볼 때, ECO-1A 강판은 항온변태처리 온도가 낮아지면서 베이나이트 변태가 보다 활발하게 진행되어 잔류오스테나이트 내에서의 탄소농도가 높아짐으로써 ECO-1B 강판보다 안정한 잔류오스테나이트를 가질 수 있다. 이에 따라 동등한 수준의 초기 잔류오스테나이트 부피분율과 기계적 성질을

가지고 있으나, 잔류오스테나이트의 안정도가 높은 ECO-1A 강판이 변형에 따른 잔류오스테나이트의 저항성이 커 보다 높은 변형률까지 가공유기변태가 진행될 수 있기 때문에 ECO-1B 강판보다 높은 균일변형률과 우수한 성형성을 나타낸다. 이러한 결과로부터, 우수한 기계적 성질 및 성형성을 얻기 위해서는 높은 잔류오스테나이트 부피분율과 함께 잔류오스테나이트의 안정도를 높이는 방향으로 이상영역열처리 및 항온변태처리 조건을 설정하는 것이 TRIP형 냉연강판의 성형성 향상에 중요함을 알 수 있다.

4.2. TRIP형 냉연강판의 성형성에 미치는 열처리조건의 영향

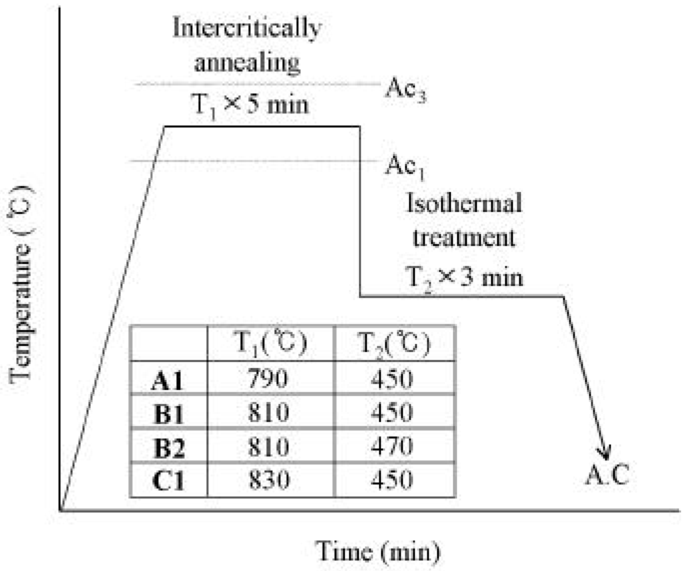

Fig. 12. Schematic diagram of the heat treatment processes of the ECO-B cold-rolled steel sheet.

TRIP형 냉연강판의 잔류오스테나이트 형성과 이에 따른 기계적 성질의 변화에는 이상영역열처리 및 항온변태처리 온도와 열처리시간이 주요한 영향을 미치는 것으로 알려져 있는데, 기존의 연구보고[59]에 따르면 $(A_{C1}+A_{C3})/2$의 온도에서 이상영역열처리를 실시한 경우 가장 높은 잔류오스테나이트 부피분율과 함께 우수한 기계적 성질을 나타내는 것으로 알려져 있다. 그러나, 저자들[6,7]은 0.15C TRIP형 냉연강판의 경우, 페라이트 : 오스테나이트 부피분율이 50 : 50이 되는 온도에서 이상영역열처리한 후 M_S 직상의 온도에서 항온변태처리를 하였을 때 강도와 연신율 및 성형성향상 효과가 가장 큰 것을 확인하여 보고한바 있다. 따라서, 본 항에서는 TRIP형 냉연강판에서 적절한 안정도를 가진 다량의 잔류오스테나이트를 얻을 수 있고, 최적의 성형성을 나타내는 열처리 조건을 조사하고자 0.1C-1.5Si-1.5Mn-0.5Cu 조성의 냉연강판(ECO-B)을 사용하여 실험하였다. 이상

영역열처리를 (AC1+AC3)/2의 온도인 830℃와 페라이트 : 오스테나이트 부피분율이 50 : 50인 810℃ 및 60 : 40이 되는 온도, 790℃를 선택하여 5 분간 실시하였으며, 항온변태처리는 Ms 온도 직상인 온도 450℃와 이보다 20℃ 높은 온도범위인 470℃에서 3분간 실시한 후 공냉하였다. 그림 12는 이와 같은 열처리 과정을 도식적으로 나타낸 것이다.

4.2.1 열처리조건에 따른 미세조직관찰 및 인장성질

그림 13은 열처리된 네 가지 냉연강판의 미세조직을 sodium metabisulfite 수용액으로 에칭하여 관찰한 광학현미경 사진이다. A1과 B1 냉연강판은 10% 정도, 그리고 C1과 B2 냉연강판의 경우에는 8% 정도의 잔류오스테나이트 부피분율을 가지고 있으며, 잔류오스테나이트(미세조직 중 흰색으로 구분)가 미세조직 전반에 걸쳐 균일하게 분포되어 있고 대부분 주변의 페라이트(엷은 회색 또는 짙은 회색) 및 베이나이트(검은 색)와 연계되어 있어 네 강판 모두 소성변형시 잔류오스테나이트의 TRIP 거동이 유효함을 알 수 있다.

압연방향에 대하여 각각 0°, 45°, 90°의 각도를 이루는 인장시편들을 그림 12의 조건으로 이상영역열처리 및 항온변태처리 후 인장시험을 하여 얻은 결과를 표 4에 나타내었는데, 네 가지 냉연강판 모두 730MPa 이상의 높은 인장강도에도 불구하고 30%를 상회하는 인장변형률을 나타내고 있다. 그리고, n 값은 A1과 B2 냉연강판에서 다소 높게 나타나고 있으나 열처리조건에 따라 큰 차이가 없으며, r 값도 0.91 0.96 범위로 유사하다. 네 강판의 균일변형률 역시 이상영역열처리온도에 따라서는 유사한 값을 나타내고 있으나, Ms 온도인 450℃에서 항온변태처리한 B1 냉연강판은 Ms+20℃ 온도인 470℃에서 항온변태처리한 B2 냉연강판과 비교하여 다소 높은 균일변형률을 나타낸다. 네 가지 냉연강판의 전반적인 인장성질을 비교하였을 때 A1 냉연강판과 B1 냉연강판의 기계적 성질이 가장 우수하게 나타나고 있다.

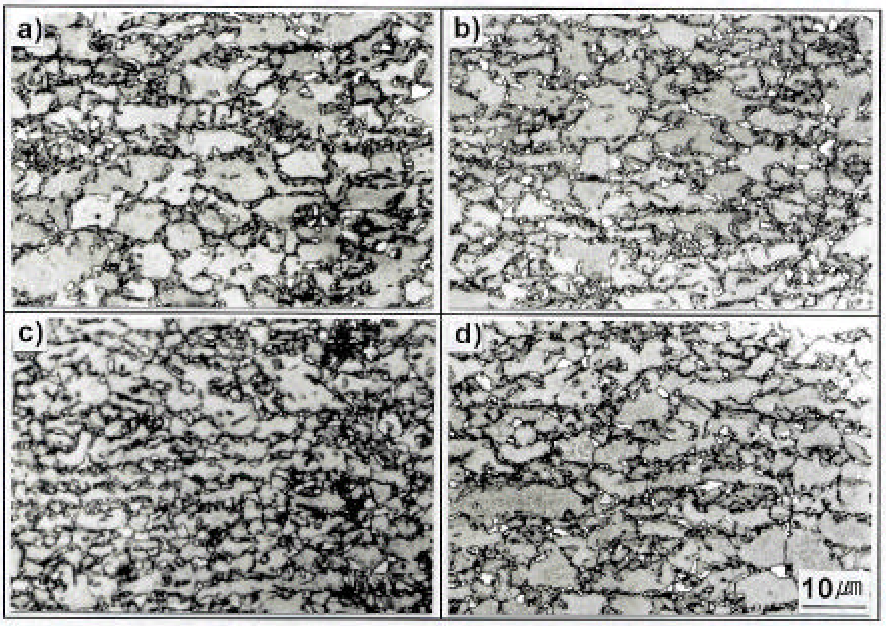

Fig. 13. Optical micrographs of the (a) A1, (b) B1, (c) C1, and (d) B2 steel sheets etched by 10% sodium metabisulfite solution.

Table 4. Mechanical properties of the A1, B1, C1, and B2 steel sheets.

Steel sheet	Angle to rolling direction	Y.S (MPa)	T.S (MPa)	Total Elong. (%)	Uniform Elong. (%)	n	r
A 1	0°	421.6	728.3	33.75	25.57	0.268	0.82
	45°	452.1	735.1	32.40	24.32	0.246	1.05
	90°	433.1	740.3	33.02	25.09	0.276	0.70
	mean	**439.7**	**734.7**	**32.89**	**24.83**	**0.259**	**0.91**
B 1	0°	451.1	726.3	35.27	26.25	0.268	0.87
	45°	464.3	737.1	33.22	24.71	0.242	1.10
	90°	461.3	748.2	29.44	23.32	0.238	0.75
	mean	**460.3**	**737.2**	**32.79**	**24.75**	**0.248**	**0.96**
C 1	0°	438.9	714.3	34.04	26.27	0.254	0.79
	45°	472.0	741.0	32.50	23.38	0.236	1.13
	90°	457.2	738.9	25.99	21.95	0.238	0.73
	mean	**460.0**	**733.8**	**31.26**	**23.75**	**0.241**	**0.95**
B 2	0°	426.2	740.7	32.47	24.14	0.265	0.87
	45°	440.8	749.2	30.16	21.88	0.267	1.07
	90°	436.1	752.2	30.25	21.36	0.247	0.71
	mean	**436.0**	**747.8**	**30.76**	**22.32**	**0.262**	**0.93**

*Mean value, X = (X0 +2X45 +X90)/4

4.2.2 열처리조건에 따른 잔류오스테나이트의 변형유기변태 거동

인장변형률에 따른 잔류오스테나이트의 부피분율 변화를 그림 14에 나타내었다. 이상영역열처리 온도가 (AC1+AC3)/2보다 낮은 온도에서 열처리한 A1 냉연강판과 B1 냉연강판의 초기 잔류오스테나이트의 부피분율은 약 10%로 (AC1+AC3)/2의 온도에서 이상영역열처리한 C1 냉연강판보다 높다. 그리고, 항온변태처리 온도가 Ms 온도인 B1 냉연강판이 Ms+20℃ 온도에서 항온변태처리한 B2 냉연강판보다 초기 잔류오스테나이트의 부피분율이 높다. 이는 이상영역열처

리 온도가 낮아지면 이상영역열처리시 형성되는 오스테나이트 부피분율이 감소하면서 오스테나이트 내에서의 탄소함량이 높아짐과 함께 안정도가 향상되기 때문이며, 저탄소강의 경우 항온변태처리온도가 Ms 온도에 가까울수록 베이나이트 변태가 활발해지기 때문에 잔류오스테나이트 부피분율이 증가하는 것이다. 따라서, 이러한 결과로 볼 때 이상영역열처리 온도와 항온변태처리 온도를 가능한 낮추어 주는 것이 잔류오스테나이트의 형성에 유리함을 알 수 있다. 한편, Cu를 함유하지 않는 0.1C-Si-Mn계 TRIP형 냉연강판의 경우, 본 연구에서와 유사한 열처리 조건에서 약 5.5 vol.%의 잔류오스테나이트 부피분율을 가지고 있는 것으로 보고되고 있다[50]. 이와 비교하여 본 연구에서 사용된 냉연강판의 잔류오스테나이트 부피분율은 열처리 조건에 따라 약 8 10% 가량으로 높은데, 이는 오스테나이트안정화 원소인 Cu가 첨가되어 있음에 기인하는 것으로 tramp element로서의 Cu는 TRIP형 냉연강판에 매우 유용하게 활용될 수 있다.

그림 14에서 나타나는 네 가지 냉연강판의 변형유기변태거동은 유사하다. 즉, 진변형률 0.11 미만인 영역에서는 변형률의 증가와 함께 잔류오스테나이트 부피분율이 급격하게 감소하여 변형유기변태가 빠른 속도로 진행됨을 보여주며, 이후 진변형률 0.17 정도까지는 잔류오스테나이트 부피분율이 매우 완만하게 감소한다. 그러나, 진변형률이 0.17 이상이 되면 B1 냉연강판을 제외한 세 가지 냉연강판에서는 잔류오스테나이트 부피분율의 변화가 없어 변형유기변태가 포화에 도달하였음을 알 수 있으나, B1 냉연강판에서는 잔류오스테나이트 부피분율이 완만하게나마 감소하고 있어 변형유기변태가 지속적으로 진행되고 있음을 볼 수 있다. 그림 15는 그림 14의 결과에 식 (6)을 적용하여 해석한 결과를 나타낸 것이다. 인장변형 과정에서 네킹의 발생직전까지 A1 냉연강판과 C1 냉연강판에서 초기 잔류오스테나이트의 83.9%, B1 냉연강판에서는 87.7%, B2 냉연강판에서는 86.5%가 마르텐사이트로 변태함을 확인하여 이를 포화 마르텐사이트의 부피분율, f_s로 사용하였다. 그림 15와 식 (6)에서 직선의 기울기인 n은 변형모드계수로

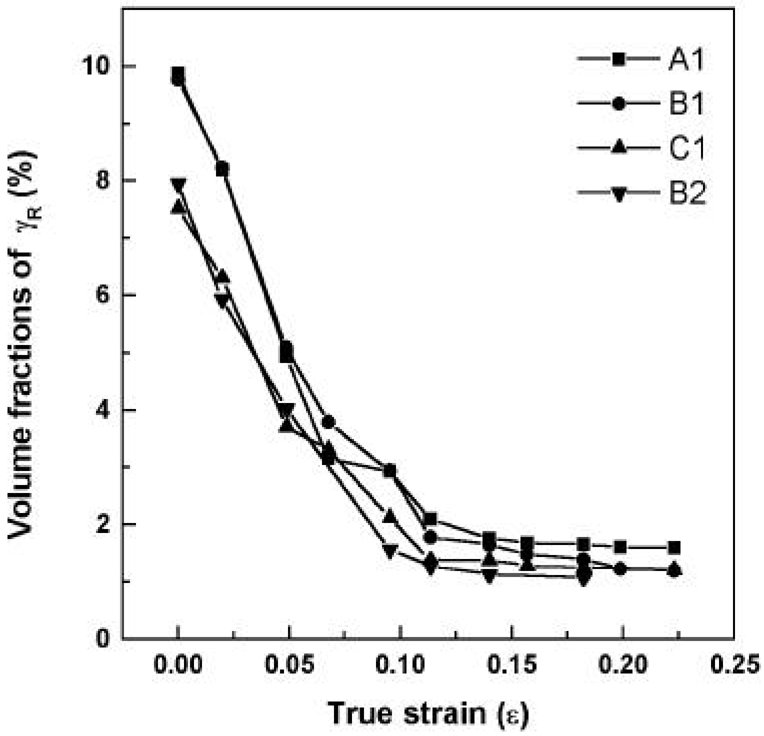

Fig. 14. Volume fractions of retained austenite as a function of true strain for the A1, B1, C1, and B2 steel sheets.

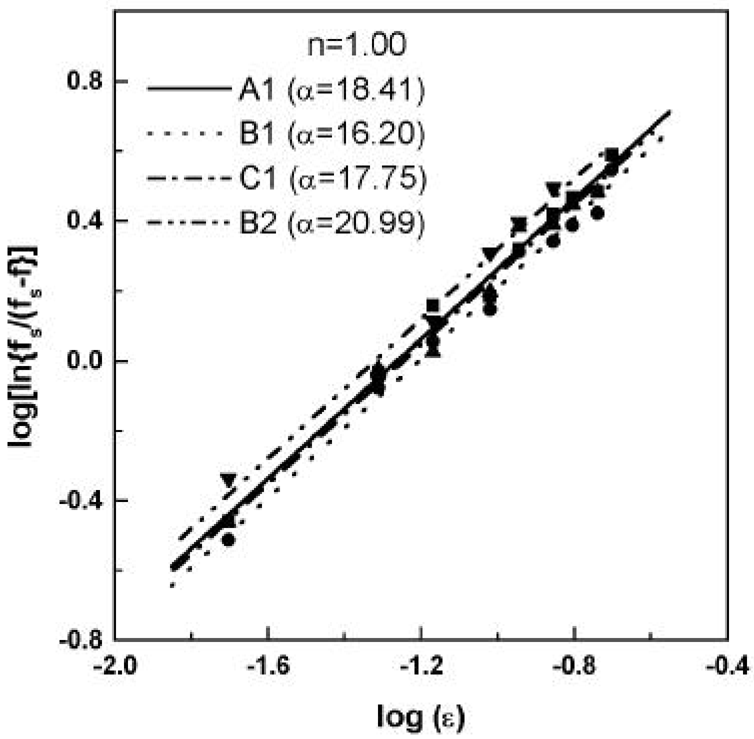

Fig. 15. Relationships between log[ln{fs/(fs- f)}] and log ε for the A1, B1, C1, and B2 steel sheets.

페라이트, 베이나이트 및 잔류오스테나이트로 구성된 C-Si-Mn계 TRIP형 냉연강판에서는 열처리 조건에 관계없이 1.0으로 일정하다고 알려져 있다[24]. α 값이 낮을수록 잔류오스테나이트의 안정도가 높은 것으로 평가되는데, B1 냉연강판이 16.20으로 가장 낮으며 이상영역열처리에 따라 큰 차이를 나타내지 않으나 항온변태처리 온도에 따라서는 비교적 큰 차이를 나타낸다. 이러한 잔류오스테나이트의 안정성은 냉연강판의 기계적 성질, 특히 균일변형률과 직접적으로 관련이 있으며 α 값이 가장 높은 C1 냉연강판이 다른 냉연강판들과 비교하여 낮은 균일변형률을 가지고 있음을 확인할 수 있다(표 4). 이는 잔류오스테나이트의 안정도가 높으면 높은 변형률까지 변형유기변태가 지속될 수 있어 네킹이 지연되기 때문으로 유사한 잔류오스테나이트 부피분율을 가지는 C1과 B2 냉연강판을 비교하여 보면 이를 알 수 있다.

4.2.3 열처리조건에 따른 성형성

표 5는 한계돔높이 시험의 시험조건과 시편파단시의 펀치높이를 측정한 후 평면변형에 대응하는 임계폭과 LDHo 값을 나타낸 것이다. 일반적으로 한계돔높이는 시편폭의 변화에 따라 최소값이 존재하며 통상 자동차용 냉연강판의 경우 126mm 132mm 사이에 존재하고, 한계돔높이가 높을수록 스탬핑 공정에 사용되는 냉연강판의 성형성이 우수한 것으로 평가된다[51]. 따라서, 표 5에서 LDHo 값이 26.12mm인 B1 냉연강판이 가장 성형성이 양호한 것으로 평가될 수 있다. 한편, 장출성형성의 척도인 LDHo 값은 일축인장시의 균일변형률에 직선적으로 비례하는 것으로 알려져 있는데[52], B1 냉연강판은 A1 냉연강판과 동일한 균일변형률을 가지면서도 LDHo 값이 높게 나타나고 있다. 이는 LDHo 값으로 표현되는 성형성이 초기 잔류오스테나이트의 부피분율 뿐만 아니라 안정도에도 크게 영향을 받음을 보여 주는 것이다.

그림 16은 전기화학적으로 원형그리드를 입힌 냉연강판 시편을 장출성형한 후, 변형된 그리드를 OGA로 측정하여 구한 네 강판의 성형한계곡선을 나타내었

다. 일반적으로 FLC 수준이 높고, 평면변형모드($-0.1 < \varepsilon_2 < 0.2$)에서 가장 낮은 점에 해당하는 한계 평면변형률, FLCo 값이 높을수록 성형성이 우수한 것으로 평가된다[52,54]. 그림 16에서 보면, B1 냉연강판의 FLCo 값이 33.13%으로 다른 냉연강판과 비교하여 높으나 네 가지 냉연강판의 전체적인 FLC의 형상은 유사한 경향을 나타냄을 볼 수 있다. 각 냉연강판들의 성형한계곡선을 표 4 및 표 5의 결과와 비교하여 보면, 균일변형률이 높고, LDHo 값이 높을수록 FLCo 값도 증가함을 알 수 있어 역시 B1 냉연강판의 성형성이 가장 우수한 것으로 평가된다. 그리고, $-\varepsilon_2$ 값이 큰 영역에서 냉연강판의 성형한계는 일축 인장시 균일변형률 결과(표 4)와 유사하나, $+\varepsilon_2$ 영역은 확장된 이축 인장의 변형양식으로 이를 그림 15와 비교하면 잔류오스테나이트의 안정도가 높을수록 성형한계가 높아짐을 확인할 수 있어, 동일한 잔류오스테나이트 부피분율을 가지고 있을 때 비록 차이가 적어도 잔류오스테나이트의 안정도계수가 낮을수록 성형성이 우수함을 잘 보여주고 있다.

Table 5. LDHo values from the A1, B1, C1, and B2 steel sheets.

Steel sheet	Test conditions				LDHo (mm)
	punch-speed (mm/s)	blank holding force (ton)	lubrication	Wo (mm)	
A 1	0.4	34.38	Dry(Acetone)	129	**24.74**
B 1	0.4	35.01	Dry(Acetone)	129	**26.12**
C 1	0.4	34.30	Dry(Acetone)	129	**23.91**
B 2	0.4	34.96	Dry(Acetone)	129	**23.39**

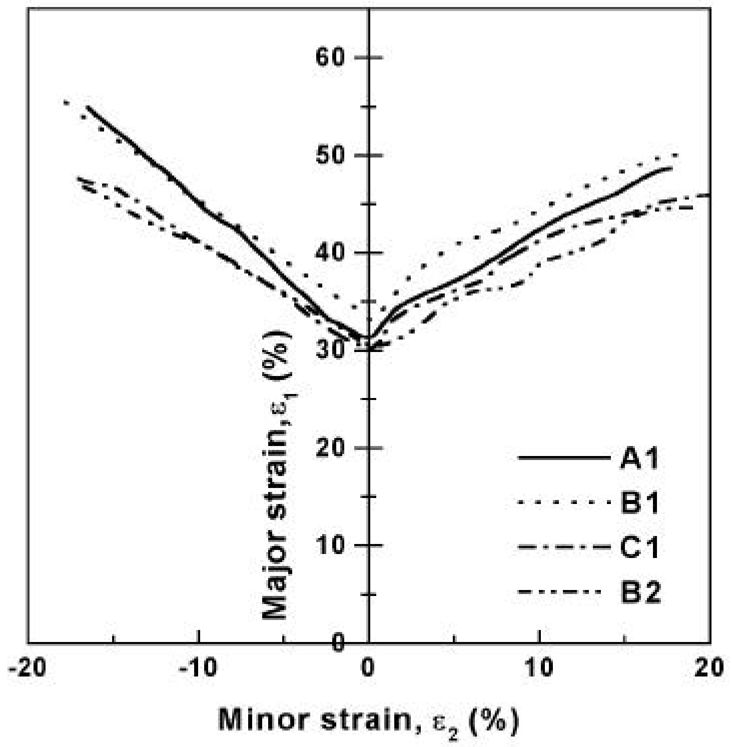

Fig. 16. Forming limit curves of the A1, B1, C1, and B2 steel sheets measured by OGA.

4.2.4 성형성에 미치는 열처리조건에 대한 고찰

판재성형 분야에서 재료의 성형성을 평가할 수 있는 시험법은 재료의 특성시험(일축 인장시험)과 모사시험(이축 인장시험)으로 대별할 수 있고, 모사시험 결과와 재료특성 사이의 상관관계를 구하고자 하는 연구가 계속적으로 이루어지고 있으며 소성변형비, r과 가공경화지수, n이 성형성 평가에 지배적으로 사용되고 있다. Lankford 등[60]은 비대칭 스탬핑 연구에서 r을 처음 도입했으며 n의 중요성도 확인하여 이들을 모두 고려한 $r \times n$이 프레스가공성을 잘 나타내는 지표라고 결론지었다. Whiteley[61]도 딥드로잉 시험을 하여 r이 증가할수록 한계드로잉비(LDR, limiting drawing ratio)가 증가함을 입증하였으며, Keeler와 Backofen[62]은 n이 증가할수록 변형률 분포가 균일하여 장출성형성이 증가함을 확인하였다. 이와 관련하여, 그림 8의 기존 고성형성 냉연강판들[48]의 LDHo는 윤활조건에서 실험하였을 때 25 28mm의 범위인 반면 본 연구에서 사용된 네 가지 냉연강판의 LDHo는 23 26mm 정도의 범위를 가지고 있으나(표 5), 윤활조건에서의 LDHo는 무윤활조건일 때의 LDHo에 비하여 약 10mm 상승하는 것을 감안하면 네 가지 냉연강판의 성형성은 기존의 고성형성 냉연강판보다 월등한 것으로 평가할 수 있다. 이는 네 가지 냉연강판의 가공경화율과 소성변형비, 그리고 균일변형률이 기존의 고성형성 냉연강판보다 높게 나타나기 때문인데, TRIP형 냉연강판의 균일변형률이 높은 것은 잔류오스테나이트의 변형유기변태에 의해 소성변형시의 응력집중이 완화되어 네킹의 발생을 높은 변형률 영역까지 지연시키는데 기인하는 것이다[18]. 페라이트, 베이나이트 및 잔류오스테나이트가 공존하고 있을 때, 변형의 진행에 따라 페라이트는 가공경화되며 페라이트 결정립 내에는 전위집적에 의해 변형에너지가 축적되게 된다. 축적된 변형에너지는 잔류오스테나이트의 변형유기변태에 필요한 기계적 구동력을 제공하게 되며[57], 변형유기변태의 발생과 함께 이 에너지는 흡수되면서 전위집적의 완화와 페라이트 결정립의 연화가 동반되고 연화된 페라이트 결정립은 변형유기된 마르텐사이트에 의해 재차 가공경

화된다. 이러한 과정은 잔류오스테나이트의 변형유기변태가 진행되는 동안 반복적으로 일어나게 되며, 잔류오스테나이트의 안정도가 높다면 높은 변형률 하에서도 변형유기변태가 안정적으로 진행될 수 있어 급격한 가공경화능 저하의 억제로 성형성도 향상될 수 있는 것이다. 이와 같이 잔류오스테나이트의 안정도는 성형성에 직접적인 영향을 미치는 중요한 인자이다. 이와 관련하여, Matsumura와 Sakuma[18]는 성형성에 영향을 미치는 잔류오스테나이트의 효과는 초기 잔류오스테나이트의 부피분율과 안정도에 의해 표현될 수 있으며, 장출성형시험시의 LDH는 초기 잔류오스테나이트 부피분율에 직선적으로 비례하고 초기 잔류오스테나이트 부피분율이 동일하면 잔류오스테나이트의 안정도가 높을수록 증가한다고 하였다. 실제로 잔류오스테나이트 부피분율이 동일한 A1과 B1, C1과 B2 냉연강판에서 안정도가 다소 높은 B1과 C1 냉연강판의 성형성이 우수한 것으로 평가된다(표 5와 그림 16).

한편, 네 가지 냉연강판의 전반적인 기계적 성질은 잔류오스테나이트의 부피분율과 안정도의 차이가 적어 유사하게 나타나지만(표 4), LDHo 및 FLC의 결과에는 잔류오스테나이트 안정도의 효과가 정확하게 반영되고 있다(표 5와 그림 16). 잔류오스테나이트의 TRIP 효과에 따른 가공경화율의 증가 또는 균일변형의 지속은 변형유기 마르텐사이트 변태속도와 관련되며, 외부에서 주어지는 변형양식 또는 응력상태에 따라 잔류오스테나이트의 변태거동은 달라질 수 있다. 그러나 TRIP형 냉연강판의 기계적 성질에 지대한 영향을 미치는 안정도계수, α는 일축 인장변형률과 이 때의 마르텐사이트 변태율에 의해 정의되는 것이기 때문에(식 (6)), 잔류오스테나이트 부피분율과 안정도가 유사한 경우 일축 인장시험의 결과를 그대로 적용하여 이축 응력상태인 성형시험의 결과를 평가하는 것은 적절치 않으며, 변형양식 또는 응력상태에 따른 잔류오스테나이트 안정도의 평가에 대한 새로운 방법론이 제시되어야 할 필요가 있다. 장출성형시험 후 형상이 변화된 각각의 원형그리드로부터 최대 변형율 ε_1과 최소 변형율 ε_2를 측정한 후

Swift의 식을 이용하여 유효응력(σ_{eq})과 유효변형율(ε_{eq})의 관계를 변형상태에 따라 계산하면 일축 인장시험의 결과와 근사적으로 표현될 수 있다[48]. 즉, 인장시험과 성형시험은 외부에서 주어지는 응력상태가 서로 다르나 판재를 일축 인장시험에서와 동일한 변형속도로 프레스성형을 하면 일축 인장변형률을 유효변형률로 대체할 수 있다[50]. 또한, 일축 인장상태와 비교하여 이축 인장상태에서는 잔류오스테나이트의 변형유기변태에 필요한 유효변형률이 증가하고 이에 따른 유효응력도 증가하는 것으로 알려져 있다[48]. 이는 일축 응력상태인 인장시험의 경우에 비하여 이축 응력상태로 진행되는 성형시험에서 잔류오스테나이트의 변형유기변태가 보다 높은 변형률 영역으로 지연됨을 의미하며, 이에 따라, 잔류오스테나이트 부피분율이 동일할 때 안정도가 다소라도 높으면 잔류오스테나이트의 변형유기변태가 지속적으로 진행될 수 있기 때문에 안정도 차이의 효과가 인장시험의 경우보다 더 크게 나타날 수 있다. 이와 같이 변형양식 또는 응력상태에 따라 달라질 수 있는 마르텐사이트 변태거동은 적절한 시험방법의 선택에 의하여 확인될 수 있다. 예를 들어, TRIP형 냉연강판의 이축 인장시험 조건을 성형시험의 경우와 유사하게 설정한 후, 각 변형단계별 잔류오스테나이트 부피분율을 Swift의 식으로 계산되는 유효변형률의 함수로 나타내면 이축 응력상태에서의 구체적인 마르텐사이트 변태거동을 알 수 있으며, 이러한 방법은 인장-인장 또는 인장-압축 등의 다양한 이축 응력상태가 주어지는 경우에도 적용될 수 있을 것이다. 그리고, 식 (6)을 포함하여 현재 제안되어 있는 마르텐사이트 변태속도식들은 공통적으로 일축 인장변형률과 마르텐사이트 변태율을 중요한 변수로 사용하고 있는데, 식 (6)의 $n\log\varepsilon$ 항에서 진변형률을 유효변형률로 대체하여 $n\log\varepsilon_{eq}$로 표현하면 이축 응력상태에서의 잔류오스테나이트 안정도를 해석할 수 있으며, 보다 복잡한 응력상태 또는 변형양식이 주어지는 경우에 대하여도 해석이 가능할 것으로 판단된다.

합금성분이 동일할 때, 이상영역열처리와 항온변태처리 등의 열처리조건은 잔

류오스테나이트의 형성에 직접적인 영향을 미친다. 우선, 이상영역열처리 온도가 높으면 오스테나이트 부피분율은 증가하나 오스테나이트 내의 탄소함량이 낮아져 많은 양의 잔류오스테나이트를 얻을 수 없으며, 이상영역열처리 온도가 너무 낮으면 오스테나이트 내에서의 탄소함량은 높아질 수 있으나 오스테나이트의 절대적인 부피분율이 낮아지기 때문에 잔류오스테나이트의 부피분율은 감소한다. 이러한 측면에서 볼 때, (AC1+AC3)/2의 온도인 830℃에서 이상영역열처리한 C1 냉연강판인 경우, 이상영역열처리시 형성되는 오스테나이트의 부피분율이 60% 정도이나 냉연강판 자체의 탄소함량이 0.1%로 낮기 때문에 모든 탄소가 오스테나이트 내에 고용되어도 탄소농도는 0.2% 미만에 불과하다. 반면, (AC1+AC3)/2의 온도보다 낮은 온도에서 열처리한 A1 냉연강판과 B1 냉연강판은 이상영역열처리시 형성되는 오스테나이트의 부피분율이 각각 50%와 40%로 감소하였으나 오스테나이트 내에서의 탄소농도 상승으로 초기 잔류오스테나이트의 부피분율을 증가시킬 수 있다. 이와 함께, 냉연강판의 Ms 온도인 450℃에서 항온변태처리한 B1 냉연강판이 Ms+20℃ 온도인 470℃에서 항온변태처리한 B2 냉연강판보다 초기 잔류오스테나이트의 부피분율이 높았으며 성형성 및 기계적 성질도 우수하였다. 이는 냉연강판 자체의 탄소함량이 낮기 때문에 항온변태 초기에 오스테나이트로부터 베이나이트 변태개시 이전에 페라이트 변태가 먼저 진행됨으로써 초석페라이트의 생성이 활발하게 이루어지며, 항온변태처리 온도가 낮아지면 베이나이트 변태개시에 필요한 시간이 단축되어 베이나이트의 생성이 보다 활발해질 수 있기 때문이다. 이와 같은 열처리조건들은 초기 잔류오스테나이트의 부피분율뿐만 아니라 잔류오스테나이트의 안정도에도 영향을 미침을 확인할 수 있다. 잔류오스테나이트의 안정도는 잔류오스테나이트 내에 고용되는 탄소의 함량에 좌우되며 일차적으로는 이상영역열처리시 형성되는 오스테나이트에서의 탄소고용량이 높을수록 높아지는데, 이러한 면에서 볼 때 C1 냉연강판인 경우 이상영역열처리 과정에서 많은 양의 오스테나이트를 형성시키지만 고용되는 탄소함량이

낮아져 잔류오스테나이트 내에서의 탄소함량 역시 낮아져 안정도가 저하된다. 반면 A1 냉연강판은 이상영역열처리 온도가 가장 낮기 때문에 오스테나이트 내의 탄소고용량이 높을 수 있으나, 동일한 잔류오스테나이트 부피분율을 가지는 B1 냉연강판보다 낮은 변형률에서 변형유기변태가 종료되어(그림 14) 결과적으로 낮은 안정도를 나타낸다. 이는 이상영역열처리 온도의 저하로 일부 잔류오스테나이트의 탄소고용량이 적정수준 이상으로 높아져 매우 높은 안정도를 가지게 되고, 이에 따라 높은 변형률에서도 이러한 잔류오스테나이트들은 마르텐사이트로 변태되지 않음으로써 균일변형률과 성형성 향상에 기여하지 못함에 기인하는 것으로 판단된다. 따라서 지금까지의 결과로 볼 때, 적정한 안정도를 가지면서도 잔류오스테나이트 부피분율을 높일 수 있는 최적의 열처리조건은 페라이트와 오스테나이트의 부피분율비가 50 : 50인 온도인 810℃에서 이상영역열처리를 실시한 후 냉연강판의 Ms 온도인 450℃에서 항온변태처리를 하는 것이라고 할 수 있다. 본 연구에서 사용한 열처리 조건들은 가장 우수한 인장강도와 연신율을 나타내는 조건들이었으며, 이외의 열처리 조건으로 열처리를 하였을 때에는 기계적 성질과 성형성 모두 본 항의 경우에 미치지 못하였다.

본 항에서의 주요 결과들로부터, TRIP형 냉연강판의 성형성을 향상시키기 위해서는 높은 잔류오스테나이트 부피분율을 가짐과 함께 잔류오스테나이트의 안정도를 높이는 방향으로 이상영역열처리 및 항온변태처리 조건을 설정하는 것이 중요하며, 적절한 열처리 조건의 도출과 실제 응력상태를 고려한 해석에 의해 복잡한 형상의 가공품이나 난성형품의 성형에도 TRIP형 냉연강판의 적용이 충분히 가능할 것으로 판단된다.

4.3 TRIP형 냉연강판의 성형성에 미치는 합금원소의 영향

잔류오스테나이트의 형성에 영향을 미치는 합금성분은 오스테나이트 형성원소, 페라이트 형성원소를 들 수 있다. 오스테나이트 형성원소는 냉연강판을 이상영역으로 가열할 때 오스테나이트 자체의 안정도를 증가시키는 역할을 하는 것으로 C, N, Mn, Ni 등이 있으며, 페라이트 형성원소는 가열후 냉각과정이나 베이나이트 변태처리 과정에서 초석 페라이트의 생성을 촉진하여 페라이트 중의 탄소를 인접한 오스테나이트로 확산 이동시키는 역할을 하는 것으로 Si, Al, P, Mo 등이 있다. 이러한 합금성분 중 잔류오스테나이트 형성에 주요한 역할을 하는 것은 C, Si, Mn 성분이며, C 〉 Si 〉 Mn 순으로 그 효과가 크다고 알려져 있다. 이와 함께, 대표적인 tramp element인 Cu는 오스테나이트 안정화 원소로서 잔류오스테나이트 형성에 유리한 효과를 얻을 수 있고, 페라이트 결정립의 고용강화 또는 수 nm 크기의 미세한 ε-Cu 석출[12]을 통한 석출강화로 페라이트와 마르텐사이트간의 경도차이를 상당히 해소할 수 있어 일반적인 TRIP형 냉연강판의 프레스성형시 연질상인 페라이트기지와 변태유기상인 마르텐사이트 등의 경질상간의 큰 경도차 때문에 소성변형중 페라이트와 마르텐사이트 계면에서의 변형집중에 의해 발생하는 void 형성을 억제할 수 있어 오히려 성형성을 향상시킬 수 있다.

따라서, 본 항에서는 ECO-1 냉연강판과 Cu를 첨가하여 고용강화 효과를 기대한 ECO-A, B, 및 C 냉연강판을 다양한 열처리조건으로 실험한 결과[6,7,63]로부터, 높은 잔류오스테나이트 부피분율과 함께 가장 우수한 기계적 성질을 얻을 수 있는 열처리조건을 선택하여 인장특성 및 성형성을 평가하였다. 이런 결과를 바탕으로 성형성에 미치는 합금원소 C와 Si의 함량과 Cu 첨가에 따른 잔류오스테나이트의 부피분율과 안정도의 상관관계에 대하여 조사하고자 하였다. 표 6은 각각 ECO-1, A, B, 및 C 냉연강판들의 이상영역열처리와 항온변태처리 온도 및 시간을 정리하여 나타내었다.

Table 6. Heat-treatment conditions of ECO-1, ECO-A, ECO-B and ECO-C cold-rolled steel sheets.

Steel	Intercritical annealing temperature (℃)	Intercritical annealing time (min.)	Isothermal treatment temperature (℃)	Isothermal treatment time (min.)
ECO-1	800	5	400	3
ECO-A	780		450	
ECO-B	810		450	
ECO-C	790		430	

4.3.1 합금원소에 따른 미세조직관찰

그림 17은 페라이트와 오스테나이트의 부피분율이 50 : 50 되는 온도에서 이상영역열처리를 실시한 후, MS 직상의 온도에서 항온변태처리한 ECO-1, A, B 및 C 강판의 미세조직을 관찰한 광학현미경사진으로, sodium metabisulfite 용액으로 시편을 에칭하여 관찰하면 페라이트는 회색, 베이나이트 및 마르텐사이트는 검은 색, 그리고 잔류오스테나이트는 흰색으로 나타나기 때문에 구성상의 구분이 용이하다[15]. 네 가지 강판 모두 잔류오스테나이트가 미세조직 전반에 걸쳐 균일하게 분포되어 있으며, 대부분의 잔류오스테나이트들이 주변의 페라이트 및 베이나이트와 연계하여 공존하고 있다. 그리고, 일부는 페라이트 결정립 내에 고립되어 있고, 베이나이트 또는 마르텐사이트 래스경계(lath boundary)에 위치하는 필름(film)형태의 잔류오스테나이트도 발견할 수 있다. 잔류오스테나이트의 결정립 크기는 ECO-C 강판이 다소 작게 형성되었으나 강판에 따라 차이는 없고, 초기 잔류오스테나이트의 부피분율 차이는 크게 나타나고 있다. ECO-B 강판과 비교하여 탄소의 함량이 높은 ECO-C 강판인 경우 가장 많은 양의 잔류오스테나이트를 함유하고 있으며, 탄소함량이 증가함에 따라 연질인 페라이트의 결정립 크기가 작아지고, 결정립의 미세화에 의해 베이나이트와 잔류오스테나이트로 구성된 제 2상의 부피분율이 다소 증가되었다. ECO-B 강판에 비해 Si함량이 작은

ECO-A 강판이 다소 낮은 잔류오스테나이트 부피분율을 나타내고 있다. 이와 함께, ECO-1 강판은 잔류오스테나이트의 부피분율은 약 10% 정도(그림 17(a))이나, Cu 첨가에 따라 ECO-C 강판의 경우(그림 17(d))는 ECO-1 강판에 비해 잔류오스테나이트 부피분율이 약 15%로 증가되었으며 페라이트 결정립과 잔류오스테나이트 입자들이 상당히 미세화 되었음을 관찰할 수 있다.

4.3.2 합금원소에 따른 인장성질

압연방향에 따라 각각 0°, 45°, 90°의 각도를 이루는 인장시편들을 이상영역열처리 및 항온변태처리 후, 인장시험을 하여 얻은 결과들을 표 7에 나타내었다. ECO-B 강판은 ECO-A 강판과 비교하여 Si 함량이 증가함에 따라 장출성형성의 지수인 가공경화지수(n)와 균일변형률(UEl.)이 다소 높게 나타나고, 인장강도는 월등히 향상되었다. 이는 ECO-B 강판의 초기 잔류오스테나이트 부피분율이 ECO-A 강판보다 높은데 기인하며 Si 함량을 높여주는 것이 TRIP 효과에 유리함을 의미한다. ECO-B 강판에 비해 탄소함량이 높은 ECO-C 강판은 1차적으로 결정립 미세화에 따라 제 2상의 부피분율이 증가하여 인장강도는 90MPa 정도 향상되었으며, 2차적으로 잔류오스테나이트의 가공유기변태에 따라 높은 인장강도에도 불구하고 높은 균일변형률과 높은 가공경화지수를 나타내고 있다. ECO-C 강판은 ECO-1 강판에 비해 Cu 첨가에 따라 항복강도와 인장강도가 각각 35MPa 및 90MPa 정도 높으며, 이와 같은 강도상승에도 불구하고 변형률 역시 높음을 볼 수 있다. 가공경화지수, n은 ECO-C 강판이 약 0.28로 ECO-1 강판에 비해 높은데, 이는 그림 17에서 볼 수 있듯이 ECO-C 강판의 잔류오스테나이트 부피분율이 약 15%로 ECO-1 강판의 경우보다 높은데 기인한다. 특히, 0.1C ECO-B 강판은 0.15C ECO-1 강판과 비교하여 탄소함량의 저감에 따른 강도의 저하를 Cu가 페라이트내 고용강화 효과를 나타냄에 따라 동등의 인장강도를 나타내나 균일변형률과 가공경화지수는 다소 낮다. 이와 함께, 식 (7)로부터 구한 소성변형비, rm 값은 약 1.0으로 높은 소성변형비는 나타내지 않는다.

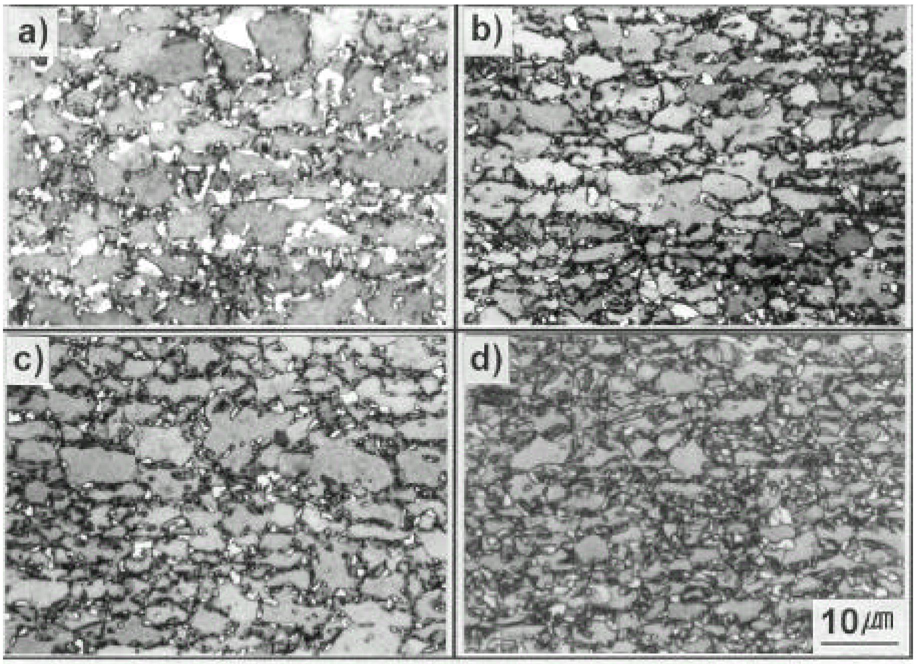

Fig. 17. Optical micrographs of cold-rolled steel sheets; (a) ECO-1, (b) ECO-A, (c) ECO-B, and (d) ECO-C.(etching by nital solution + 10% sodium metabisulfite solution)

Table 7. Mechanical properties of the cold-rolled steel sheets used in this study.

Steel	Angle to rolling direction	Y.S (MPa)	T.S (MPa)	T.El. (%)	UEl. (%)	n (5 20%)	rm 15%
ECO-1	0°	455.1	716.3	33.74	28.73	0.264	0.88
	45°	463.9	719.4	32.38	26.88	0.268	0.86
	90°	463.9	726.5	33.49	27.55	0.261	1.06
	Mean	461.7	720.4	33.00	27.51	0.265	0.91
ECO-A	0°	435.4	661.0	34.72	24.28	0.241	0.86
	45°	439.3	672.0	34.16	24.20	0.239	1.12
	90°	450.4	678.6	30.68	22.78	0.238	0.74
	mean	441.1	670.9	33.43	23.86	0.239	0.96
ECO-B	0°	451.1	726.3	35.27	26.25	0.268	0.87
	45°	464.3	737.1	33.22	24.71	0.242	1.10
	90°	461.3	748.2	29.44	23.32	0.238	0.75
	mean	460.3	737.2	32.79	24.75	0.248	0.96
ECO-C	0°	495.2	815.5	36.13	28.90	0.282	0.79
	45°	510.0	819.1	36.90	28.10	0.272	1.04
	90°	505.4	815.0	35.46	28.26	0.277	0.86
	mean	505.2	817.2	36.35	28.39	0.276	0.93

*Mean value, $X=(X_0+2X_{45}+X_{90})/4$

그림 18은 1축 인장시험에서 얻어진 공칭응력-공칭변형률 곡선을 log 진응력-log 진변형률 곡선으로 변환하여 구한 가공경화율과 진변형률의 관계를 인장곡선과 함께 나타내었다. 가공경화지수, n값은 재료의 균일변형률내 진응력-진변형률 곡선이 $\sigma=K\varepsilon^n$으로 표현되어지며, 소성불안정 조건($d\sigma/d\varepsilon=\sigma$)인 네킹이 시작될 때의 변형률은 $\varepsilon=\varepsilon_u=n$으로 표현할 수 있다. 이에 따라 ECO-1, A, B 및 C 강판들은 모두 잔류오스테나이트의 가공유기 마르텐사이트의 변태에 기인하여 국부적인 변형집중(necking)을 높은 변형률영역으로 이동시키므로[6,22,23] 우수한

강도-연성 조합(T.S×El. balance)을 나타낸다. 이와 함께, 탄소(ECO-C 강판)와 Si(ECO-B 강판)의 함량이 증가하고, Cu가 첨가(ECO-1 강판과 비교하여 ECO-C 강판)됨에 따라 높은 변형률영역에서 높은 가공경화율을 유지하여 균일변형률을 증가시키고, 잔류오스테나이트가 보다 안정적으로 가공유기변태됨에 따라 성형성도 우수한 것으로 판단할 수 있다.

4.3.3 합금원소에 따른 성형성

그림 19는 각각의 냉연강판들을 반구형펀치로 한계돔높이 시험을 실시하여 시편파단시의 펀치높이를 측정한 후 평면변형에 대응하는 LDHo값과 인장시험시 균일변형률을 함께 나타내었으며, 한계돔높이가 높을수록 스탬핑 공정에 사용되는 강판의 성형성이 우수한 것으로 평가한다[51,52]. 각각의 냉연강판에 대한 LDHo 값은 일축 인장시 균일변형률에 직선적으로 비례하고, Si의 함량이 증가함에 따라 ECO-B 강판의 LDHo값이 26.12로 ECO-A 강판과 비교하여 성형성이 우수하게 나타나고, ECO-1 강판과 ECO-B 강판에 비해 Cu 첨가와 탄소함량의 증가에 따라 ECO-C 강판의 LDHo값이 27.23으로 세 강판들에 비해 월등히 높게 나타나고 있다. 특히, 0.1C ECO-A와 ECO-B 강판은 0.15C ECO-1 강판과 비교하여 균일변형률은 낮게 나타나고 잔류오스테나이트 형성에 가장 효과적인 원소인 탄소의 함량이 적음에도 불구하고 장출성형성의 지표인 LDHo값은 동등 내지는 우수하게 나타나고 있다. 이는 Cu가 첨가되어 기지조직인 페라이트의 고용강화에 기인한 것으로 판단할 수 있다.

그림 20은 전기화학적으로 입힌 원형그리드를 장출성형한 후 OGA로 측정하여 이로부터 구한 ECO-1, A, B 및 C 강판의 성형한계곡선(FLC)를 나타내었다. 통상적으로 스탬핑성형 과정에서 85 90%의 불량이 발생되는 평면변형모드($-0.1 < \varepsilon_2 < 0.2$)에서 가장 낮은 점에 해당하는 한계 평면변형률, FLCo 값으로 성형성의 우열을 평가하는데[53 55], 그림 20에서 보면 ECO-C 강판의 FLCo 값(%)이 약 36으로 ECO-B 강판, ECO-1 강판, ECO-A 강판의 순으로 장출성형성이 우수하

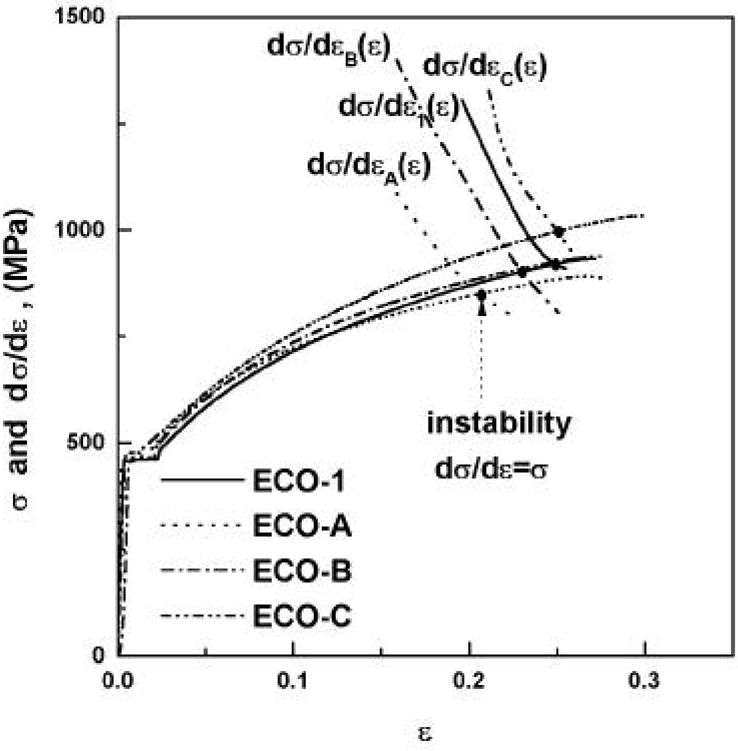

Fig. 18. Schematic diagram showing true stress and work hardening rate as a function of true strain in the ECO-1, ECO-A, ECO-B, and ECO-C steel.

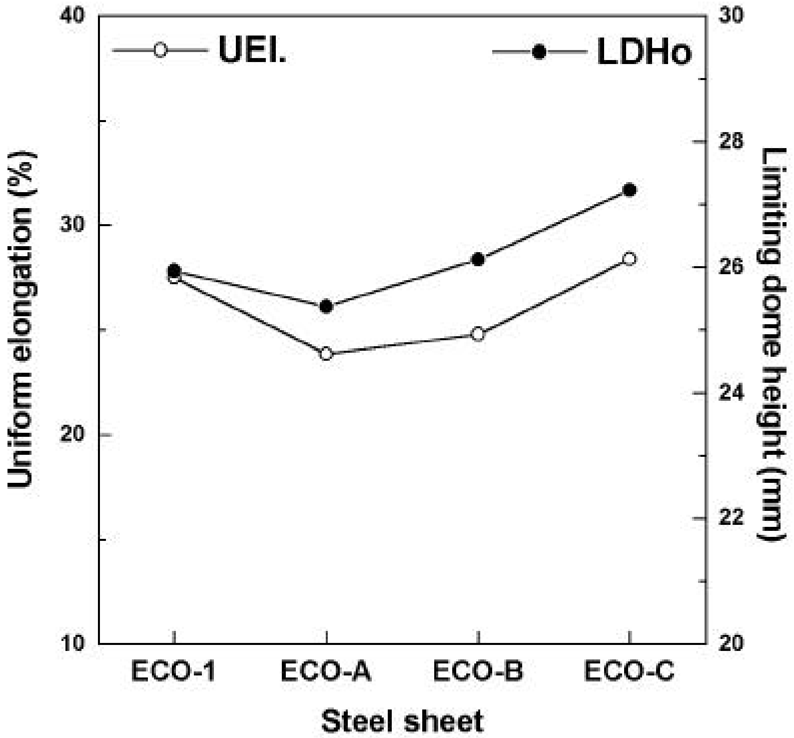

Fig. 19. Limiting dome heights and uniform elongations of the ECO-1, ECO-A, ECO-B, and ECO-C steel sheets.

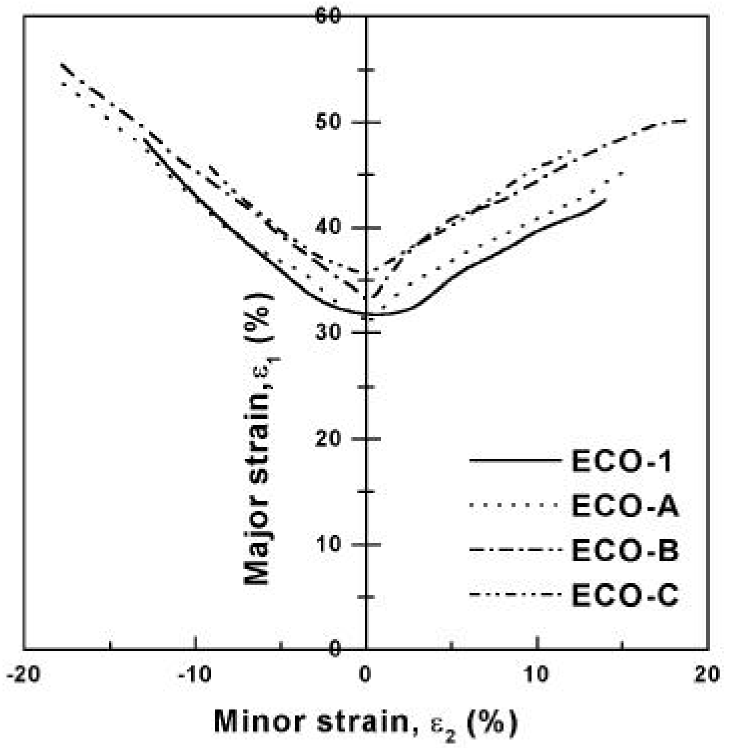

Fig. 20. Forming limit curves of the ECO-1, ECO-A, ECO-B, and ECO-C steel sheets measured by OGA.

게 나타났다. 이와 함께, 일축 인장시 얻어진 기계적 성질에서 장출성형성의 지수로 사용되어지는 가공경화지수와 균일변형률이 높을수록 장출성형특성인 LDHo값과 FLCo값도 증가하는 것으로 알려져 있으나, LDHo 결과와 마찬가지로 0.1C ECO-A와 ECO-B 강판은 0.15C ECO-1 강판과 비교하여 균일변형률은 낮게 나타나지만 FLCo 값은 Cu 첨가에 따라 ECO-A강판은 동등, ECO-B 강판은 우수하게 나타나고 있다. 이와 함께, 대부분의 저탄소 냉연강판의 FLC는 그 형태가 Keeler-Goodwin 곡선과 유사하며 Keeler-Goodwin band 내에 놓이는 것으로 알려져 있는데[55], 무윤활조건임을 감안하면 네 강판의 FLC도 이를 벗어나지 않고 있어 전반적인 성형성은 일반 저탄소 냉연강판과 비교하여 동등 내지는 우수한 것으로 평가될 수 있다. 특히 윤활조건으로 시험하였을 때의 FLCo 값은 무윤활조건의 경우보다 약 10% 정도 향상됨을 고려하면, ECO-C 강판은 aluminum-killed 냉연강판[56]과 동등한 수준의 매우 우수한 성형성을 가질 것으로 평가된다.

4.3.4 합금원소에 따른 잔류오스테나이트의 변형유기 마르텐사이트변태

그림 21은 ECO-1, A, B 및 C 강판에서 잔류오스테나이트의 가공유기 마르텐사이트 변태량에 미치는 인장변형률의 영향을 보여주고 있다. 초기 잔류오스테나이트의 부피분율은 ECO-1 강판인 경우 약 11%, ECO-B 강판인 경우 약 10%, ECO-B 강판에 비해 탄소함량이 높은 ECO-C 강판은 약 15%의 초기 잔류오스테나이트를 함유하고 있는데 반하여 ECO-B 강판과 비교하여 Si함량이 작은 ECO-A 강판은 약 8%로 낮은 부피분율을 나타내고 있다. 이와 함께, 표 7에 나타낸 균일변형률의 결과는 초기 잔류오스테나이트 부피분율이 증가할수록 높게 나타나고 있다. 그림 21에서 볼 수 있듯이 ECO-1 강판은 변형률이 증가함에 따라 전체적으로 완만하게 가공유기변태가 일어나지만, ECO-A, B 및 C 강판의 소성변형에 따른 잔류오스테나이트의 마르텐사이트로의 변태거동은 초기 변형률 0.1이하에서 변태속도가 빠르게 진행되고, 변형률이 증가함에 따라 다소 완만한

잔류오스테나이트의 변태율을 보이며 변형 말기에 이르면 잔류오스테나이트의 감소와 안정화에 의해 변태가 포화값에 접근하게 된다. 그리고, ECO-C 강판은 ECO-A 강판 및 ECO-B 강판과 비교하여 동일한 변형률에서의 잔류오스테나이트 부피분율이 높음을 볼 수 있다. 특히, ECO-1강판은 초기 변형률영역에서는 ECO-C 강판에 비해 초기 잔류오스테나이트의 부피분율이 작기 때문에 가공유기 마르텐사이트 변태에 따른 잔류오스테나이트 부피분율이 낮지만 변형률 0.1 이후에는 오히려 ECO-C 강판보다 높게 나타난다. 이는 ECO-1 강판과 ECO-C 강판의 변형에 대한 잔류오스테나이트의 저항성($-dV\gamma/d\varepsilon$)이 ECO-A 강판 및 ECO-B 강판과 비교하여 크다는 것을 알 수 있으며, ECO-1 강판에 함유된 잔류오스테나이트가 가장 안정하다는 것을 의미한다.

그림 22는 그림 21의 결과에 식 (6)을 적용하여 해석한 결과, $\log\varepsilon$에 대한 $\log[\ln(fS/(fS-f)]$의 관계를 보여주는데 기울기인 n은 변형모드계수로서 합금계에 따라 다소 차이는 있지만 잔류오스테나이트를 함유한 TRIP형 냉연강판의 변형유기 마르텐사이트 변태에서 변형모드계수 n은 1.0으로 일정한 값을 보인다[24]. 그림 22의 직선으로부터 구한 잔류오스테나이트의 안정도계수, α 값은 ECO-1 강판의 경우 6.95로 ECO-C 강판의 9.74, ECO-A 및 ECO-B 강판의 각각 α 값 17.53, 16.20보다 낮게 나타나고 있다. 이와 같이, α가 높은 값을 가질수록 그림 21과 같이 마르텐사이트로의 변태가 빠른 속도로 일어나서 포화값에 접근하는 속도가 빠르다는 것을 알 수 있다. 특히, ECO-1 강판과 ECO-C 강판의 잔류오스테나이트는 다른 두 강판에 비해 안정하여 변형에 대한 저항성이 크기 때문에 상대적으로 가공유기 마르텐사이트가 지연됨을 의미한다. ECO-B 강판은 ECO-A 강판과 비교하여 Si의 함량이 높으므로 초기 잔류오스테나이트의 부피분율은 증가되었으나, 잔류오스테나이트의 안정도는 비슷한 값으로 나타나고, ECO-B 강판에 비해 탄소의 함량이 증가된 ECO-C 강판인 경우 두 강판에 비해 초기 잔류오스테나이트의 부피분율뿐만 아니라 안정도도 높게 나타나고 있다.

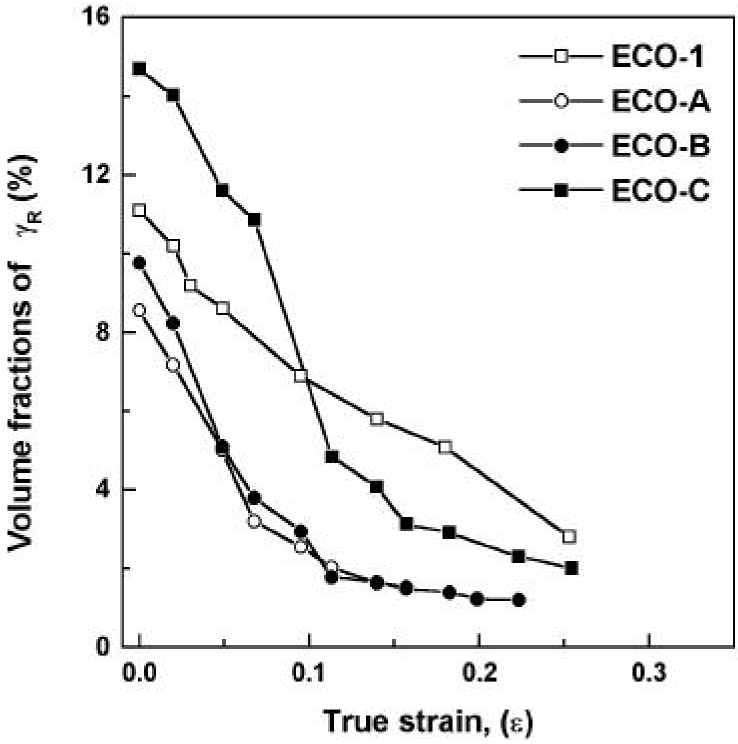

Fig. 21. Volume fractions of retained austenite as a function of true strain for the ECO-1, ECO-A, ECO-B, and ECO-C steel sheets.

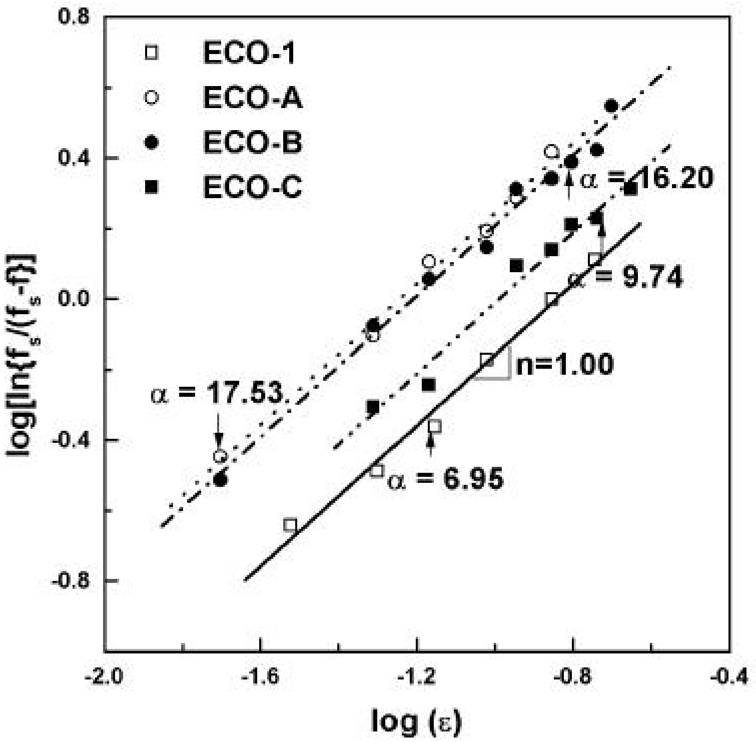

Fig. 22. The plots of log[ln{fs/(fs-f)}] vs. log ε for the ECO-1, ECO-A, ECO-B, and ECO-C steel sheets showing deformation mode parameter n=1.0.

그러나, 그림 22의 직선으로부터 구한 잔류오스테나이트 안정도계수, α 값은 ECO-1 강판과 ECO-C 강판이 각각 6.95와 9.74로 잔류오스테나이트 안정도에 미치는 Cu 첨가(0.5wt.%)의 효과는 없음을 알 수 있다.

4.3.5 TRIP형 냉연강판의 성형성에 미치는 합금원소 영향에 대한 고찰

잔류오스테나이트를 함유한 복합조직형 냉연강판의 우수한 성형성을 얻기 위해서는 주어진 합금계에 적절한 이상영역열처리와 항온변태처리를 부가하여 가능한 한 적절한 안정도를 가진 많은 양의 잔류오스테나이트를 생성시켜야 하며 성형성에 미치는 잔류오스테나이트의 영향에 대한 분석도 필수적이다. 본 항에서는 용접성향상을 위하여 현재까지 연구되어온 C-Si-Mn계 TRIP형 고강도 냉연강판보다 탄소함량을 낮추고 tramp element인 Cu가 함유된 (0.1, 0.15)C-(1.0, 1.5)Si-1.5Mn-(0.5Cu) 냉연강판들의 성형성을 평가하고, 잔류오스테나이트의 부피분율 및 안정도 측면에서 탄소와 Si 및 Cu의 영향을 고찰하고자 하였다.

판재 성형분야에서 재료의 성형성을 평가하는 기계적 성질로는 가공경화지수, n값과 소성변형비, r값이 현재까지 지배적으로 사용되어며, n값이 높을수록 변형률 분포가 균일하여 신장성형성(stretching)이 증가하며[62], r값이 증가할수록 한계드로잉비(LDR)가 증가하여 딥드로잉성(drawability)이 우수하다고 평가한다[61]. 냉연강판의 기계적 성질로 성형성을 평가하면 ECO-A, B 및 C 강판인 경우 그림 19와 그림 20에서 알 수 있듯이 가공경화지수와 균일변형률이 높을수록 장출성형성의 척도인 LDHo값과 FLCo값도 선형적으로 비례하여 우수하게 나타나고 있다. ECO-B 강판의 성형성은 Si 함량이 높아짐에 따라 ECO-A 강판과 비교하여 잔류오스테나이트의 안정도는 비슷하나, 초기 잔류오스테나이트 부피분율이 증가하여 ECO-A 강판보다 우수하다. ECO-B 강판에 비해 탄소함량이 높은 ECO-C 강판은 초기 잔류오스테나이트의 부피분율뿐만 아니라 잔류오스테나이트의 안정도도 높기 때문에 ECO-A 및 ECO-B 강판에 비해 높은 인장강도에도 불구하고 높은 균일변형률을 나타내어 성형성도 보다 우수하게 나타나고 있다.

이 같은 결과들은 잔류오스테나이트의 변형유기 마르텐사이트 변태가 소성변형시 재료내부에 축적되는 내부 변형에너지(internal strain energy)를 기계적 구동력으로 하여 일어나기 때문이다[57]. 즉, 잔류오스테나이트의 부피분율과 안정도가 높다면 내부 변형에너지가 마르텐사이트 변태를 통해 보다 안정적이고 연속적으로 이완됨에 따라 균일변형률이 증가되고 이때에 생성된 경질상인 마르텐사이트에 의해 강도도 증가하는 것으로 볼 수 있으며 우수한 강도×연성 조합 및 고성형성을 동시에 얻을 수 있다.

그러나, 0.15C ECO-1 강판은 0.1C ECO-A와 ECO-B 강판과 비교하여 균일변형률이 월등히 높기 때문에 성형성도 우수하게 나타날 것으로 예상이 되나, 그림 19와 20에서 보면 실제 성형성은 동등하게 나타나고 있다. 이는, ECO-1 강판과 ECO-B 강판이 초기 잔류오스테나이트 부피분율은 비슷하지만 잔류오스테나이트의 안정도는 ECO-1 강판이 월등히 높으므로 잔류오스테나이트의 TRIP 효과라 보기에는 어렵고, Cu가 페라이트 내에 고용됨에 따른 고용강화 효과에 의한 것으로 판단된다. 실제 TRIP형 냉연강판은 프레스성형시 연질상인 페라이트 기지와 변태유기상인 마르텐사이트 등의 경질상간의 큰 경도차로 인해 소성변형중 페라이트와 마르텐사이트 계면에서 변형집중에 의한 void 형성으로 성형성이 떨어지는 문제점이 있다[8]. 그러나, Cu의 고용에 따른 페라이트 결정립의 강화는 연질상인 페라이트와 경질상인 베이나이트 또는 마르텐사이트 간의 경도차이를 상당히 해소하여 성형성 향상에 기여한 것으로 사료된다. 이와 관련하여, 용접성 향상을 위하여 탄소와 Si의 함량을 낮춘 0.1C TRIP형 냉연강판의 경우, 잔류오스테나이트 부피부율을 10% 이상으로 증가시키는데 한계가 있지만 Cu를 소량 첨가함으로써 표 7에서 보듯이 ECO-1 강판과 동등한 기계적 성질을 얻을 수 있었다. 그림 23은 ECO-1, A, 및 B 강판과 기존 고성형성 냉연강판들의 성형한계돔높이를 나타내었다. 기존 고성형성 냉연강판들의 LDHo는 윤활조건에서 실험하였을 때 25 28mm의 범위인 반면 ECO-1 강판은 25.9, ECO-A 강판은 25.4,

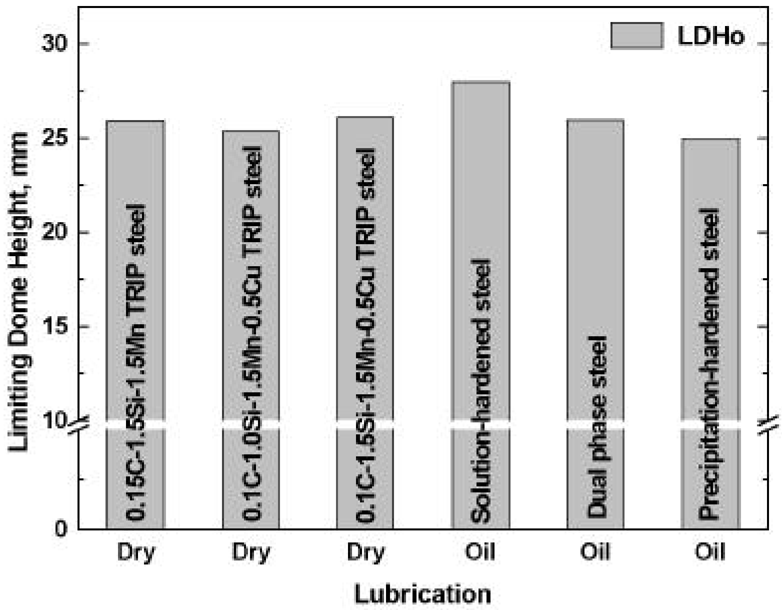

Fig. 23. Limiting dome heights of the ECO-1, ECO-A, ECO-B steel sheets compared with other steel sheets.

그리고 ECO-B 강판은 26.1로 무윤활조건에서 LDHo는 25 26mm 정도의 범위를 가지고 있으나, 윤활조건에서의 LDHo가 무윤활조건일 때의 LDHo에 비하여 약 10mm 상승하는 것을 감안하면 ECO-1, A, 및 B 강판의 성형성은 기존의 고성형성 냉연강판보다 월등한 것으로 평가할 수 있다. 한편, ECO-C 강판에서 Cu 첨가에 따른 부가적인 강화효과를 조사하기 위하여 투과전자현미경(TEM)으로 미세조직을 관찰하여 수 nm 크기의 구상인 9R 천이상은 관찰할 수 있었으나, ε-Cu 석출상 입자들은 관찰할 수 없었다. 일반적으로, Cu를 첨가하면 페라이트 결정립 내에 미세한 ε-Cu가 석출되어 석출강화효과를 얻을 수 있는 것으로 알려져 있는데[12], Cu가 1.0% 정도 첨가된 경우 400 700℃의 온도범위에서 수 십분 동안 시효처리 하여야 뚜렷한 석출강화효과가 나타나는 것으로 보고되고 있다[64,65]. 그러나, ECO-A 및 ECO-B 강판과 ECO-C 강판의 Cu 함량은 0.5%에 불과하고, 항온변태처리 온도도 430℃로 다소 낮으며 시효처리시간 역시 3 분으로 짧기 때문에 ε-Cu의 석출을 기대하기 어렵다. 식 (7)로부터 구한 딥드로잉성의 지수인 소성변형비, r_m값은 600 MPa급 이상의 고강도 냉연강판에서는 집합조직 제어가 극히 어렵기 때문에 합금조성에 관계없이 0.91 0.96으로 높은 r_m값은 얻지 못했다.

잔류오스테나이트를 함유한 TRIP형 냉연강판의 성형성을 결정짓는 매우 중요한 인자는 크게 초기 잔류오스테나이트의 부피분율과 안정도로 나눌 수 있고, 그 외 잔류오스테나이트의 형태와 크기 및 페라이트와 제 2상(베이나이트+잔류오스테나이트+마르텐사이트)과의 미세조직학적 관계 등도 연성향상에 의존한다. 먼저, 잔류오스테나이트의 부피분율의 측면에서 살펴보면 ECO-B 강판에 비해 탄소의 함량이 높은 ECO-C 강판과 ECO-A 강판과 비교하여 Si의 첨가량이 높은 ECO-B 강판의 잔류오스테나이트 부피분율이 높게 나타나고 있다. 탄소는 오스테나이트 형성원소로 이상영역으로 가열할 때 오스테나이트 자체에 농축되어 잔류오스테나이트 형성에 유리하게 작용하고, Si는 소량이 첨가될 경우 강판내의

탄소가 탄화물 형성에 소비되어지지만, Si 첨가량이 증가할수록 항온변태처리시 페라이트내 탄화물 형성을 억제하여 오스테나이트내로 탄소를 농축시키기 때문에 잔류오스테나이트 부피분율과 함께 안정도도 증가시킬 수 있다. ECO-1 강판에 비해 Cu가 첨가된 ECO-C 강판은 잔류오스테나이트 부피분율이 약 4% 높기 때문에 잔류오스테나이트의 반복적인 변형유기변태에 의하여 동일한 변형률에서 마르텐사이트의 부피분율이 높아질 수 있어 ECO-1 강판과 비교하여 높은 수준의 가공경화능을 가질 수 있다. 따라서, 초기 잔류오스테나이트의 부피분율이 증가할수록 그림 18에서 볼 수 있듯이 우수한 강도와 연성의 조합 및 그림 19와 그림 20에서 나타낸 성형성도 우수하게 나타났다. 이와 같이, 잔류오스테나이트의 부피분율은 기계적 성질 및 성형성을 좌우하는 중요한 인자이다. 그러나, 초기 잔류오스테나이트의 부피분율이 높더라도 잔류오스테나이트가 너무 안정하다면 큰 소성변형이 가해진 이후에도 변태가 되지 않아 단순히 석출물의 효과만 보이고, 반대로 너무 불안정하면 변형초기에 거의 모든 잔류오스테나이트가 마르텐사이트로 변태하여 페라이트와 마르텐사이트로 구성된 이상조직강과 같이 강도향상에는 효과적이나 오히려 연성은 저하되므로 가능한 한 적당한 안정도를 가진 잔류오스테나이트를 많이 형성시켜야 한다.

잔류오스테나이트의 안정도는 일반적으로 화학적 안정도에 크게 의존한다. 화학적 안정도는 잔류오스테나이트의 MS 온도에 크게 영향을 받으며, 잔류오스테나이트내에 고용되는 오스테나이트의 안정화 원소의 함량이 증가함에 따라 잔류오스테나이트의 MS 온도가 낮아지게 되어 잔류오스테나이트의 안정도도 증가하게 된다. 잔류오스테나이트의 화학적 안정도에 영향을 미치는 가장 중요한 인자는 잔류오스테나이트 내에서의 탄소농도로서 냉연강판의 화학조성, 이상영역열처리 온도 및 시간과 항온변태처리 온도 및 시간 등에 의해 결정된다. ECO-1, A, B 및 C 강판의 경우, 이상영역에서 형성되는 페라이트와 오스테나이트의 부피분율이 50 : 50되는 온도에서 이상영역열처리를 하고 항온변태처리는 MS 직상의

온도범위에서 동일 유지시간으로 행하였기 때문에 잔류오스테나이트의 안정도는 화학조성에 기인한 것이다. ECO-A, B 및 C 강판에 동일하게 함유되어 있는 fcc 원소, Cu는 오스테나이트의 안정화 원소로 알려져 있으나, 냉연강판 자체에 함유된 Cu가 0.5wt.%에 불과하여 이상영역열처리시 100% 페라이트 내에 고용되기 때문에 잔류오스테나이트의 안정도에 미치는 Cu 첨가의 효과는 없다. 이와 함께, Mn은 페라이트와 오스테나이트의 부피분율이 50 : 50 정도되는 온도범위에서 원래 첨가되어 있는 약 1.5wt.% Mn중에서 페라이트에 최대로 고용되는 약 0.3%Mn 정도를 제외하고 모두 오스테나이트 내에 고용되나 ECO-1, A, B 및 C 강판의 MS 온도에 미치는 영향은 ±5℃ 범위이므로 무시 가능하다. 따라서, 잔류오스테나이트 형성에 미치는 화학조성의 영향은 크게 탄소와 Si로 구분할 수 있다. 이런 관점에서 살펴보면, 이상영역에서 형성된 페라이트와 오스테나이트는 실제 항온변태처리 과정에서 급냉되기 때문에 페라이트의 변화는 일정하게 유지되고, 오스테나이트가 베이나이트로 변태될 때 탄소 및 첨가원소의 확산에 의해 오스테나이트는 안정화된다. 이처럼 오스테나이트의 안정화 원소인 탄소는 냉연강판 자체에 함유된 양에 크게 의존하고, A_{C1} 변태점에서 페라이트에 최대로 고용되는 함량은 0.02%에 불과하기 때문에 대부분 오스테나이트에 고용되어 MS 온도를 낮춘다. MS 온도에 따라 항온변태처리 온도가 낮아지면 베이나이트 변태 개시에 필요한 시간이 단축되어 베이나이트의 생성이 보다 활발해질 수 있기 때문에 잔류오스테나이트 내의 탄소함량을 증가시키므로 ECO-A와 ECO-B 강판에 비해 ECO-C 강판의 잔류오스테나이트의 안정도계수, α 값이 가장 낮다. 이와 함께, Si는 항온변태처리 과정에서 베이나이트에 탄화물이 석출되는 것을 억제하면서 인접한 오스테나이트 내에서의 탄소농화를 촉진시킴으로써 초기 잔류오스테나이트의 부피분율과 안정도 증가에 기여하는 것으로 판단할 수 있다. 그러나, 그림 21과 그림 22에서 보듯이 Si의 함량이 1.0 1.5wt.% 사이에서는 ECO-B 강판의 잔류오스테나이트 부피분율이 ECO-A 강판에 비해 약 2% 증가

하였으나, 잔류오스테나이트의 안정도계수는 ECO-B 강판이 ECO-A 강판과 비교하여 조금 낮고, 상대적인 차이는 거의 없다. 즉, Si는 탄화물 형성억제와 잔류오스테나이트 부피분율에 효과적으로 작용하나 이상영역열처리시 오스테나이트보다 페라이트에 분배되는 경향이 있어 잔류오스테나이트내 탄소농도에 미치는 영향은 작다. 또한, 잔류오스테나이트의 안정도는 항온변태처리시 베이나이트 변태에 따라 오스테나이트내로 확산되는 탄소의 농도보다는 이상영역에서 형성되는 오스테나이트 내에 합금원소의 고용도에 따라 크게 달라진다.

한편, 잔류오스테나이트의 기계적 안정도는 화학적 안정도뿐만 아니라 잔류오스테나이트의 입자크기(size effect)와 잔류오스테나이트에 연계된 미세조직에 따른 영향도 고려할 필요가 있다. 이러한 면에서 볼 때, ECO-1, ECO-A 및 ECO-B 강판과 비교하여 ECO-C 강판은 잔류오스테나이트의 부피분율이 높을 뿐만 아니라 그림 17에서 보면 페라이트 결정립과 잔류오스테나이트 입자가 미세하게 나타나고 있다. 잔류오스테나이트에서 마르텐사이트의 가공유기 변태는 잔류오스테나이트 내의 적층결함 등으로부터 쌍정(twin)을 형성하면서 마르텐사이트로 변태가 되거나 결함부위로부터 직접 마르텐사이트로 변태하는 것으로 알려져 있다[66,67]. 이와 관련하여, Rao 등[68]은 이상조직강(dual phase steel)에서 잔류오스테나이트의 크기에 따른 변형유기 마르텐사이트 변태거동에 관한 연구결과로부터, 잔류오스테나이트의 크기가 작을수록 변형유기변태의 핵생성 장소로 작용할 수 있는 결함을 함유하고 있지 않기 때문에 마르텐사이트 변태가 지연된다고 보고한 바 있다. 따라서 ECO-C 강판의 경우와 같이 잔류오스테나이트 입자의 크기가 작아지면, 변형유기변태의 핵생성 장소로 작용할 수 있는 전체적인 결함의 수가 감소하므로 변태가 지연될 수 있다. 그리고, 페라이트 결정립의 미세화는 외부에서 주어지는 변형에 대한 페라이트의 변형저항을 커지게 한다[69]. 이에 따라 페라이트 내에서의 변형증가에 따른 전위의 집적과 잔류오스테나이트의 변태를 위해서는 추가적인 외부변형이 작용하여야 한다. TRIP형 냉연강판이

동일한 수준의 잔류오스테나이트 안정도를 가지고 있을 때, 보다 미세한 페라이트 결정립과 잔류오스테나이트 입자를 가지고 있는 냉연강판은 그렇지 않은 냉연강판과 비교하여 변형초기에 마르텐사이트 변태가 지연될 수 있다. 그러나, 실제 그림 21에서 보면 변형초기 가공유기 마르텐사이트 변태는 ECO-C 강판보다 ECO-1 강판에서 지연되고 있으며, 잔류오스테나이트의 화학적 안정도와 비교하여 기계적 성질과 성형성에 미치는 영향은 매우 작다. 이와 함께, 잔류오스테나이트와 연계된 미세조직(페라이트, 베이나이트 및 마르텐사이트)과 관련된 연구는 아직까지 미흡한 단계에 있는데 차후에 보다 활발한 연구가 필요할 것으로 본다.

이상의 결과들을 종합하면, 탄소와 Si 함량의 증가와 Cu 첨가가 잔류오스테나이트의 형성에 유리하게 작용함을 알 수 있다. Si 함량의 증가는 초기 잔류오스테나이트의 부피분율 증가에는 유리하게 작용하나 안정도계수는 1.0 1.5wt.% 범위에서 별 차이가 없으므로 잔류오스테나이트 내에서의 탄소농축에 미치는 영향은 매우 작다. 탄소는 첨가량이 증가하면 초기 잔류오스테나이트의 부피분율이 증가함과 동시에 오스테나이트의 고용도를 증가시켜 잔류오스테나이트의 안정도를 높이는 결과로 나타났다. 즉, 저합금계 TRIP형 강판의 항온변태시 잔류오스테나이트의 안정도에 크게 의존하는 MS 온도는 주로 치환형 원소보다는 확산속도가 빠른 침입형 원소인 탄소의 확산과 이상영역열처리시에 형성되는 오스테나이트내의 합금원소의 고용도에 지배되어진다. 이와 함께, 철강 스크랩(scrap)의 효과적인 재활용을 극대화하기 위해서 tramp element인 Cu를 적극적으로 활용하면 인장강도와 연신율, 성형성이 크게 향상된 냉연강판을 제조할 수 있음을 확인하였다.

5. 결 론

본 연구에서는 저탄소 TRIP형 냉연강판에 대하여 이상영역열처리 및 항온변태처리에 따른 인장특성 및 성형성을 평가하였으며, 성형성에 미치는 잔류오스테나이트의 부피분율과 안정도의 상관관계 및 합금원소의 영향에 대하여 조사하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

1) TRIP형 냉연강판은 잔류오스테나이트의 가공유기변태에 따른 TRIP 효과에 의해 높은 변형률 영역까지 가공경화능을 유지하기 때문에 일반 고성형성 강판들에 비해 균일변형률과 성형성이 우수하다.

2) TRIP형 냉연강판의 기계적 성질과 성형성은 잔류오스테나이트의 안정도와 직접적으로 관련이 있으며, 잔류오스테나이트 부피분율이 동일할 경우 안정도가 높을수록 변형에 대한 잔류오스테나이트의 저항성이 높아져 가공유기변태가 높은 변형률 영역까지 안정적으로 지속되기 때문에 균일변형률이 향상됨과 함께 우수한 성형성을 가지게 된다.

3) 0.1C 저탄소 TRIP형 냉연강판의 이상영역열처리 및 항온변태처리 조건의 설정은 오스테나이트의 부피분율이 50% 정도 형성되는 온도범위에서 이상영역열처리를 실시한 후, MS 온도에서 항온변태처리를 실시할 경우 최대의 부피분율과 높은 안정도를 가지는 잔류오스테나이트를 형성시킬 수 있다.

4) 일축 응력상태인 인장시험에서 구해지는 TRIP형 냉연강판의 기계적 성질은 잔류오스테나이트 부피분율에 주로 의존하나, 이축 응력상태인 성형시험으로 평가되는 성형성은 잔류오스테나이트의 안정도에 크게 의존한다. 따라서, 잔류오스테나이트의 변태거동은 외부에서 주어지는 응력상태 또는 변형양식에 따라 달라지기 때문에 실제 소성변형시의 응력상태를 고려하여 잔류오스테나이트 변태거동과 안정도가 해석되어야 한다.

5) 저탄소 TRIP형 냉연강판에 Cu를 첨가하면 잔류오스테나이트 형성에 효과

적이며, 페라이트 결정립과 잔류오스테나이트 입자가 미세화 됨으로 잔류오스테나이트의 TRIP 효과의 상승으로 강도-연신율 조합 및 성형성을 향상시킨다.

6) 잔류오스테나이트를 함유한 TRIP형 냉연강판의 경우 탄소와 Si의 함량을 높이면 잔류오스테나이트 부피분율의 현저한 증가와 함께 기계적 성질 및 성형성도 잔류오스테나이트의 부피분율에 선형적으로 증가하였고, 안정도 측면에서는 탄소함량을 높이면 안정도도 크게 증가하였으나, Si함량의 증가에 따른 잔류오스테나이트 안정도의 변화는 탄소에 비해 크지 않다.

7) TRIP형 냉연강판은 프레스성형시 연질상인 페라이트기지와 변태유기상인 마르텐사이트 등의 경질상간의 큰 경도차로 인해 성형성이 떨어지는 문제점이 있으나, Cu를 첨가함으로써 페라이트내 Cu의 고용강화 효과로 연질상인 페라이트와 경질상인 베이나이트 또는 마르텐사이트 간의 경도차이를 상당히 해소하여 고성형성을 얻을 수 있으며, 대표적인 tramp element인 Cu를 적극적으로 활용하므로 철강 스크랩(scrap)의 효과적인 재활용을 극대화시킬 수 있다.

8) TRIP형 냉연강판의 기계적 성질 및 성형성에 미치는 이상영역열처리 및 항온변태처리 조건의 설정은 잔류오스테나이트 부피분율을 최대로 하면서도 높은 안정도를 가지는 방향으로 설정되어야 한다.

참 고 문 헌

1. H. Hayashi : CAMP-ISIJ, 11 (1993) 388
2. K. I. Sugimoto, N. Ushi, M. Kobayashi, and S. I. Hashimoto : ISIJ Inter., 32 (1992) 1311
3. K. I. Sugimoto, N. Ushi, M. Kobayashi, and S. I. Hashimoto : Metall. Trans. A, 23 (1992) 3085
4. H. C. Chen, H. Era, and M. Shimizu : Metall. Trans. A, 20 (1989) 437
5. C. G. Lee and S. J. Kim : J. Korean Inst. Met. & Mater., 36 (1998) 1024
6. S. G. Park, C. G. Lee, S. J. Kim, and I. D. Choi : J. Korean Inst. Met. & Mater., 36 (1998) 1234
7. C. G. Lee, S. J. Kim, S. G. Park, and I. D. Choi : J. Korean Inst. Met. & Mater., 36 (1998) 1382
8. K. Sugimoto : CAMP-ISIJ, 11 (1998) 400
9. S. J. Kim and T. H. Lee : Research Report of MOST, Korea Inst. Machinery & Materials, Changwon (1996) 29
10. H. Sano : "Effects of Cu and Other Tramp Elements on Steel Properties", Iron and Steel Inst., Japan, Tokyo (1997) 19
11. H. Matsuoka, K. Osawa, M. Ono and M. Ohmura : ISIJ Inter., 37 (1997) 255
12. H. J. Koh, S. K. Lee, S. H. Park, and N. J. Kim : Proceeding of the 6th Symposium on Phase Transformation, Korean Inst. Met. & Mater., Pohang (1996) 157
13. V. F. Zackay, E. R. Parker, D. Fahr, and R. Bush : Trans. ASM, 60 (1967) 252
14. A. Z. Hanzaki, P. D. Hodgson, and S. Yue : ISIJ Inter., 35 (1995) 79

15. K. Sugimoto, M. Kobayashi, and S. I. Hashimoto : Metall. Trans. A, 23A (1992) 3085

16. O. Matsumura, Y. Sakuma, and H. Takechi : Scripta Metallurgica, 21 (1987) 1301

17. Y. Sakuma, O. Matsumura, and H. Takechi : Metall. Trans. A, 22A (1991) 489

18. O. Matsumra, Y. Sakuma, Y. Ishii, J. Zhao : ISIJ Inter., 32 (1992) 1110

19. O. Matsumura, Y. Sakuma, and H. Takechi : ISIJ Inter., 32 (1992) 1014

20. K. Sugimoto, M. Misu, M. Kobayashi, and H. Shirasawa : ISIJ Inter., 33 (1993) 775

21. I. Tamura : Testu-to-Hagane, 56 (1970) 429

22. G. B. Olson and M. Cohen : Metall. Trans. A, 7A (1976) 1897

23. G. B. Olson and M. Cohen : Metall. Trans. A, 7A (1976) 1905

24. J. H. Chung : "A Study on the Transformation Induced Plasticity in High Strength Cold Rolled Sheet Steel Containing Retained Austenite", Ph. D Thesis, POSTECH, April, (1993)

25. A. W. McRaynolds : J. Appl. Phys., 20 (1949) 896

26. S. A. Kulin, M. Cohen, and B. L. Averbach : J. Metals, 4 (1952) 661

27. J. R. Patel and M. Cohen : Acta. Metall., 1 (1953) 531

28. G. L. Huang, D. K. Matlock, and H. Hato : Metall. Trans. A, 20A (1989) 1239

29. J. M. Marder : "Formable HSLA and Dual-Phase Steels", A. T. Davenport, ed., TMS-AIME, Warrendale, PA (1979) 87

30. J. M. Rigsbee and P. J. VanderArend : "Formable HSLA and Dual-Phase Steels", A. T. Davenport, ed., TMS-AIME, Warrendale, PA (1979) 56

31. N. C. Goel, S. Sangal, and K. Tangri : Metall. Trans. A, 16A (1985) 2013

32. O. Matsumura, Y. Sakuma and H. Takechi : ISIJ Inter., 27 (1987) 570

33. T. Suzuki, H. Kojima, K. Suzuki, T. Hashimoto, and M. Ichimure : Acta Metall., 25 (1977) 1151

34. T. Angel : J. Iron and Steel Inst., 177 (1954) 165

35. D. C. Lydwigson and J. A. Berger : J. Iron and Steel Inst., 207 (1969) 63

36. G. B. Olson and M. Cohen : J. Less-Common Mrtals, 28 (1972) 107

37. H. C. Shin, T. K. Ha and Y. W. Chang : J. Korean Inst. Met. & Mater., 34 (1996) 1550

38. H. J. Sung, K. S. Kim, and Y. W. Chang : J. Korean Inst. Met. & Mater., 31 (1993) 48

39. E. W. Hart : J. Eng. Mater. Tech., 104 (1984) 322

40. C. J. Gunter and R. P. Reed : Trans. ASM, 55 (1962) 300

41. K. W. Andrews : J. Iron Steel Inst., 203 (1965) 721

42. R. L. Miller : Trans. ASM, 57 (1964) 892

43. R. L. Miller : Trans. ASM, 61 (1968) 592

44. K. I. Sugimoto, N. Ushi, M. Kobayashi, and S. I. Hashimoto : ISIJ Inter., 32 (1992) 1311

45. K. I. Sugimoto, N. Ushi, M. Kobayashi, and S. I. Hashimoto : Metall. Trans. A, 23 (1992) 3085

46. H. C. Chen, H. Era, and M. Shimizu : Metall. Trans. A, 20 (1989) 437

47. C. G. Lee and S. J. Kim : J. Korean Inst. Met. & Mater., 36 (1998) 1024

48. S. Hiwatashi, M. Takahashi, T. Katayama, and M. Usuda : J. Jpn. Soc. Tech. Plas., 35 (1994) 1109

49. K. Sugimoto, M. Kobayashi, A. Nagasaka, and S. Hashimoto : ISIJ Inter.,

35 (1995) 1407

50. Y. Sakuma, N. Kimura, A. Itami, S. Hiwatashi, O. Kawano and K. Sakata : Nippon Steel Technical Report, No. 64, March (1995)

51. R. A. Ayres : J. Applied Metal Working, 1-1 (1979) 73

52. Y. S. Kim and K. C. Park : J. Korean Soc. Mech. Eng., 33 (1993) 47

53. R. Sowerby and J. L. Duncan : Inter. J. Mech. Sci., 13 (1971) 217

54. M. J. Painter and R. Pearce : J. Phys. D :Appl. Phys., 7 (1974) 992

55. S. P. Keeler : Sagamore Army Materials Res. Conf., Raquette Lake, N. Y. (1974)

56. S. P. Keeler : "Advances in Deformation Processing", Proc. 21st Sagamore Conference., Plenum Press, N.Y. (1978)

57. S. K. Kim, H. C. Shin, J. H. Chung, and Y. W. Chang : J. Korean Inst. Met. & Mater., 36 (1998) 151

58. Metals Handbook, 8th Edition, ASM, vol. 8 (1973) 303

59. W. C. Leslie and G. C. Rauch : Metall. Trans. A, 9A (1978) 343

60. W. T. Lankford, S. S. Synder, and J. A. Bauscher : Trans. ASM, 42 (1949) 1197

61. R. L. Whiteley : Trans. ASM, 52 (1959) 154

62. S. P. Keeler and W. A. Backofen : Trans. ASM, 56 (1963) 25

63. Tech. Report, "Developments of Environmentally Conscious Materials and Energy Related Materials", Korea Inst. Machinery & Materials, Changwon (1998)

64. J. Y. Woo, W. Y. Choo, T. W. Park and Y. W. Kim : ISIJ Inter., 35 (1995) 1034

65. S. Yue, A. Dichiro and A. Z. Hanzaki : J. Metal, 49 (1997) 59

66. T. Katayama and H. Fujita : J. Jpn Inst. Metals, 52 (1988) 8

67. T. Katayama and H. Fujita : J. Jpn Inst. Metals, 52 (1988) 935

68. B. V. N. Rao and M. S. Rashid : Metallography, 13 (1983) 19

69. G.E. Deter : Mech. Metall, 3rd Ed., McGraw-Hill Book Co., New York, (1986) 189

Formability of Low Carbon Multi-Phase Cold-Rolled Steel Sheets Utilizing TRIP Effect

by

Byoung-Hwan Song

Department of Materials Engineering
Graduate School
Korea Maritime University

Abstract The main emphasis of the present study has been placed on investigating and understanding the effects of retained austenite on the formability of TRIP-aided cold-rolled steel sheets. The steel sheets were intercritically annealed and followed by isothermal treatment at bainitic region. Microstructural observation, tensile tests, and limiting dome height(LDH) tests were conducted, and the change of retained austenite volume fractions as a function of tensile strain was measured. The results are summarized as follows:

(1) The tensile property and the formability of the TRIP-aided steel was superior to the conventional low carbon cold-rolled steel sheets, due to maintaining high strain hardening rate in the high strain region by the strain induced transformation of retained austenite to martensite. The formability of the TRIP-aided steel was dependent on the stability of retained austenite. If the stability of retained austenite was high, the strain induced transformation of retained austenite to martensite can be stably progressed, resulting in the delay of necking to high strain region and the improvement of formability.

(2) The effects of retained austenite on the formability of a

0.1C-1.5Si-1.5Mn-0.5Cu TRIP-aided cold rolled steel sheet were investigated after various heat treatments. The results showed plausible relationships between the formability and retained austenite parameters such as stability and initial volume fraction of retained austenite. The formability was improved with the increase of initial volume fraction and stability of retained austenite. Thus, the conditions of intercritical annealing and isothermal treatment in TRIP-aided cold rolled steel sheets should be established in consideration of volume fraction and stability of retained austenite.

(3) Relationships between retained austenite parameters(volume fraction and stability) and amounts of alloying elements on the formability of C-Si-1.5Mn-(0.5Cu) TRIP-aided cold-rolled steel sheets were investigated. When the carbon and silicon contents were increased, the volume fraction of retained austenite was markedly increased. In particular, C increased the stability of retained austenite with increasing the carbon concentration of retained austenite, but the stability of retained austenite seemed to be less sensitive to the silicon contents of 1.0 1.5%. In the case of the 0.1C TRIP-aided steels containing Cu, formabilities were excellent than the 0.15C-1.5Si-1.5Mn TRIP-aided steel by decreasing strength difference between second phase and ferrite matrix due to Cu solid solution strengthening effect

It is reached a conclusion that the stability of retained austenite must be suitably minimized with maintaining the largest volume fraction of retained austenite for using merits of TRIP-aided cold-rolled steel sheets.