

工學碩士 學位論文

TRIP강의 기계적 특성에 미치는
잔류오스테나이트 안정도의 영향

The Effect of Retained Austenite Stability
on Mechanical Properties of TRIP Sheet Steels

指導教授 崔 日 東

2007年 2月

韓國海洋大學校 大學院

材 料 工 學 科

孫 東 民

本 論 文 을 孫 東 民 의 工 學 碩 士 學 位 論 文 으 로 認 准 함

主 審 工 學 博 士 金 永 植 (인)

副 審 工 學 博 士 李 成 烈 (인)

副 審 工 學 博 士 崔 日 東 (인)

2007年 2月

韓國海洋大學校 大學院

材 料 工 學 科

목차

ABSTRACT	I
List of Tables	III
List of Figures	IV
1. 서론	1
2. 이론적 배경	3
2.1 변태유기소성	3
2.1.1 변태유기소성 기구	3
2.1.2 변태유기소성형 강판	7
2.2 잔류오스테나이트 형성에 영향을 미치는 인자	8
2.2.1 합금원소의 영향	8
2.2.2 열처리 조건의 영향	10
2.3 잔류오스테나이트 안정도	13
2.3.1 연성 향상에 미치는 잔류오스테나이트의 영향	13
2.3.2 잔류오스테나이트 안정도에 미치는 합금원소의 영향	14
2.4 고속인장시험	15
2.4.1 고속인장 시험기의 특성	15
2.4.2 TRIP강의 고속인장 시험 필요성 및 시험방법	16
3. 실험방법	20
3.1 TRIP형 냉연강판의 제조	20
3.2 이상영역 열처리 및 항온변태처리	21
3.3 미세조직 관찰	23
3.4 고속인장시험	24
3.5 고속인장시험간 변형량 제어시험	25
3.6 잔류오스테나이트의 부피분율 및 고용탄소 측정	28

3.6.1 X-선 분석에 의한 잔류오스테나이트의 부피분율 및 고용탄소측정	28
3.6.2 중성자 분석에 의한 잔류오스테나이트의 부피분율 및 고용탄소측정	29
3.6.3 중성자 및 X선 비교	32
4. 실험결과 및 고찰	33
4.1 미세조직 관찰	33
4.2 고용탄소 및 잔류오스테나이트 분석	33
4.3 Dynamic Mechanical Properties	35
4.3.1 True Stress-Strain Curve	35
4.3.2 Strain Hardening	38
4.3.3 UTS & Strain Rate Sensitivity	39
4.3.4 Uniform Elongation	41
4.3.5 Absorbed Energy	41
4.4 Retained Austenite Stability	43
4.4.1 Strain Control 결과	43
4.4.2 X-선 분석 결과	44
4.4.3 X-선과 중성자 분석 결과 비교	44
4.4.4 변형속도가 마르텐사이트 변태에 미치는 영향	48
5. 결론	50
6. 참고문헌	52

The Effect of Retained Austenite Stability on Mechanical Properties of TRIP Sheet Steels

Dongmin Son

Department of Materials Engineering, Graduate School,
Korea Maritime University

ABSTRACT

Dynamic mechanical properties of TRIP steels with the same volume fraction but different stabilities of retained austenite were evaluated over a wide range of strain rates using a high-velocity hydraulic tensile testing machine. Tensile tests were performed at strain rates ranging from 10^{-2} to $6 \times 10^2 \text{s}^{-1}$ and ultimate tensile strength and uniform elongation were evaluated. Two steels (0.10 and 0.15C) were processed to have TRIP microstructures containing different austenite carbon levels, and thus stabilities. Low stability retained austenite needs less mechanical driving force to transform to martensite, and thus the retained austenite in the low stability microstructures is found to transform earlier in the deformation process. Consequently, a higher initial strain hardening rate leading to higher strength but lower uniform elongations were found when compared to the conditions with

higher stability retained austenite.

Strain control during high speed tensile testing was accomplished using a "stopper" attachment designed to limit strain within the gage section to an amount preset before testing. Strain was controlled successfully up to the highest strain rate examined, 200s^{-1} . The methodology allowed, for the first time, the extent of austenite transformation to be monitored at incremental strains during a high-rate test. The extent of transformation at low strains appeared to increase slightly at increased strain rates, presumably due to the higher flow stresses (greater mechanical driving force) encountered.

At all strain rates, the extent of martensite transformation was considerable after only a few strain percent. The volume fractions of retained austenite in the deformed samples measured by neutron diffraction were a few percent higher than those measured by X-ray diffraction. The greater sensitivity of neutron diffraction may be useful in future studies to examine transformation of austenite late in the deformation process, when the remaining amount of austenite is low.

List of Tables

- Table 1 Testing techniques according to strain rates
- Table 2 Chemical composition(wt.%) and estimated transformation temperature($^{\circ}\text{C}$) using Andrew's equation of TRIP steels used in this study
- Table 3 Characteristics of the high strain rate MTS system
- Table 4 Machine Parameter
- Table 5 The volume fraction of retained austenite in the undeformed steels analyzed by neutron diffraction and XRD
- Table 6 Volume fractions of constituent phases
- Table 7 Carbon content and volume fraction of retained austenite of TRIP steels analyzed by using both neutron diffraction and $\text{Cu-K}\alpha$ XRD
- Table 8 Comparison of the volume fraction of retained austenite analyzed by neutron diffraction and XRD techniques (10HS and 10LS)
- Table 9 Comparison of the volume fraction of retained austenite analyzed by neutron diffraction and XRD techniques. (15HS and 15LS)

List of Figures

- Fig. 1 Schematic diagram showing the free energy change for a martensite transformation from austenite
- Fig. 2 Schematic representation of the stress-assisted and strain-induced martensitic transformation
- Fig. 3 Mechanism of retained austenite formation by carbon enrichment
- Fig. 4 Schematic diagram of high speed tensile testing equipment
- Fig. 5 Schematic diagram of typical tensile sample configuration
- Fig. 6 Comparison of load data using the load washer and a grip section strain gage for a steel at a strain rate of 230s^{-1}
- Fig. 7 Schematic diagram of the heat treatment processes of the cold-rolled steel sheet used in this study
- Fig. 8 Transformation of retained austenite with strain in quasi-static tension (A Mo target X-ray diffraction system and calculations with the Miller method were used for analysis of retained austenite)
- Fig. 9 The high strain rate MTS system
- Fig. 10 Schematic diagram of stopper attachment (dimensions in mm)
- Fig. 11 Dimensions of tensile specimen
- Fig. 12 Schematic diagram of stopper dynamic
- Fig. 13 A photograph of actual stopper with untested specimen
- Fig. 14 Fractured specimen with stopper mounted in the testing machine
- Fig. 15 Light optical micrographs of the (a) 10HS, (b) 10LS, (c) 15HS, (d) 15LS TRIP steels studied (sodium metabisulfite etch)
- Fig. 16 True stress-strain curves at two different strain rates for the four TRIP steel microstructures studied. (a) 10HS, (b) 10LS, (c) 15HS, (d) 15L
- Fig. 17 True stress-strain curves comparing LS and HS steels at three different strain rates

- Fig. 18 Average Strain hardening exponents in the lower strain range of 0.02-0.05 (a) and higher strain range of 0.08 to the uniform strain (b)
- Fig. 19 The effect of true strain rate on UTS for TRIP steels
- Fig. 20 Strain rate sensitivity of UTS for TRIP steels
- Fig. 21 Uniform elongation versus true strain rate
- Fig. 22 Absorbed energy up to 10% engineering strain versus true strain rate
- Fig. 23 Summary of test results for the four TRIP steels with stopper
- Fig. 24 Transformation rate of TRIP steels at various strain rates
- Fig. 25 The comparison of the volume fraction of retained austenite analyzed by neutron diffraction and X-ray diffraction techniques. In the legends, an additional letter was added to the end of each sample designation to indicate if the data were by neutron diffraction "N" or x-ray diffraction "X"
- Fig. 26 The effect of retained austenite stability on transformation rate at strain rates of 10^{-2} , 10, and 100s^{-1} . (neutron results)

제 1 장 서 론

자동차산업에서 승객의 안전성 향상, 차체 무게 감소, 생산성 향상을 위해서 고강도, 고성형성의 철강재료에 대한 요구가 높아져왔다. 페라이트, 베이나이트, 잔류오스테나이트의 세가지 혼합상으로 구성되어 있는 TRIP강판은 잔류오스테나이트가 변형을 받으면 단단한 마르텐사이트로 변태하면서 강도와 연신율을 증가시키는 변태유기소성의 특성을 가지고 있어^[1,2] 비슷한 강도를 가진 일반 고장력강과 비교하면 TRIP강은 낮은 항복강도/인장강도비와 높은 변형경화능의 고유한 성질을 나타낸다^[3~8]. 높은 변형경화능은 자동차부품의 제조과정에서 국부적인 necking 발생에 대한 저항성을 높여 성형성을 향상시키고, 제조된 부품에서의 높은 인장강도는 충돌흡수에너지와 피로성질을 개선시킨다. 따라서 자동차업계 및 철강업계의 TRIP강에 대한 관심은 높아져 왔고 상당한 수준의 제품 연구개발과 현장적용이 이루어져 오고 있다. 일반적으로 금속재료의 동적 거동은 정적 또는 준정적인 하중상태에서의 거동과 큰 차이를 보인다^[9~14]. 이러한 동적재료거동은 운송수단의 고속화와 더불어 많은 관심사가 되고 있는데 특히 자동차, 항공기등은 승객의 안전성이 매우 중요한 문제이므로 TRIP강을 자동차에 적용하기 위해서는 고속변형 특성 즉 동적변형거동을 잘 이해해야할 필요성이 있다^[15~18]. 일반적으로 자동차 충돌시 얻어지는 재료의 변형률속도는 대략 $10 \sim 300s^{-1}$ 정도이다. 따라서, 이 부근의 속도범위에서 재료거동을 정확히 파악하기 위해서는 $100 \sim 1000s^{-1}$ 정도의 high strain rate에서의 시험결과를 확보해야한다^[19].

또한 자동차용 강으로서의 TRIP강의 중요성은 성형성과 충돌특성의 향상에 있다. TRIP강은 잔류오스테나이트의 성질에 따라 그 기계적 특성, 특히 고속변형특성의 변화가 크지만 잔류오스테나이트의 분율, 고용원소의 함량등은 측정기술의 어려움으로 정확한 값을 측정하지 못하므로 고속변형특성에 미치는 영향을 정확히 판단하지 못하고 있다. 일반적인 잔류오스테나이트의 변태거동은 quasi-static 변형속도로 측정된 결과이고

고속인장실험의 경우에는 인장시험 중간에 시험을 중단하여 연신율을 달리할 수 없어 파단된 시편의 잔류오스테나이트 측정으로 안정도의 영향을 관찰하였다. 하지만 파단된 시편의 경우에는 남아있는 잔류오스테나이트의 양이 적어 X-선 분석으로는 양적 차이를 알 수 없고, 고속인장 과정에서의 안정도에 따른 잔류오스테나이트의 마르텐사이트 변태 특성에 미치는 영향을 정확하게 측정할 수 없다.

따라서 본 논문에서는 (0.10, 0.15)C-1.5Mn-1.5Si-0.5Cu 두 가지 조성의 TRIP강 시험편을 제작, 열처리를 달리 하여 잔류오스테나이트의 안정도 특성이 차이 나도록 하여 잔류오스테나이트의 안정도 차이가 고속인장 과정에서 마르텐사이트 변태에 어떠한 영향을 미치는가를 파악하기로 하였다. 고속인장시험과정에서 치구를 이용하여 인장시험을 중단하는 방법을 이용하여, 변형률을 달리한 시편을 제작함으로써 안정도가 고속인장에 미치는 영향을 조사하였다. 그리고 안정도 특성에 따른 잔류오스테나이트의 부피분율의 변화량은 X-선 분석 및 중성자 회절을 이용하여 측정, 비교 분석하였다.

제 2 장 이론적 배경

2.1 변태유기소성 (TRIP: Transformation Induced Plasticity)

오스테나이트를 임계속도 이상으로 빠르게 냉각하게 되면, M_s 점에 도달하게 되어 마르텐사이트 변태를 개시하지만, M_s 점 이상의 온도에서도 응력을 가하거나 가공을 하게 되면 마르텐사이트 변태가 일어난다. 이때에 응력이나 변형을 가하는 온도가 높을수록 마르텐사이트 변태량은 적어지고 일정 온도 이상에서는 응력이나 변형량에 관계없이 마르텐사이트 변태가 일어나지 않게 되는데 이 임계온도를 M_d 점이라 부른다. 여기서 오스테나이트를 M_s 점과 M_d 점 사이에서 변형시키면 매우 큰 연성을 나타내는 현상을 보이는데 이것을 변태유기소성이라고 한다.

2.1.1 변태유기소성 현상

그림 1에 동일한 농도의 오스테나이트와 마르텐사이트의 화학 자유에너지의 온도에 따른 변화를 도식적으로 나타내었다^[20]. 그림 중의 T_0 이상의 고온에서는 오스테나이트가 안정하지만, 이것을 확산 변태가 일어나지 않도록 급냉하면 T_0 이하에서는 마르텐사이트의 자유에너지가 오스테나이트의 자유에너지보다 낮게 되어 마르텐사이트가 안정하게 된다. 여기서 오스테나이트의 자유에너지와 마르텐사이트의 자유에너지의 차이가 마르텐사이트 변태를 일으키기 위한 구동력이 된다.

마르텐사이트 변태개시온도를 M_s 라고 하면 M_s 에서는 그림 1에서와 같이 $AB(\Delta G_{M_s}^{\gamma \rightarrow \alpha'})$ 의 구동력이 작용하게 된다. M_s 와 T_0 사이의 온도 T_1 에 있어서 외부로부터 응력을 가하여 AB 와 같은 크기의 구동력이 작용하면 마르텐사이트 변태가 일어나게 된다. 즉 $CE=AB$ 라고 하면 $CE=CD+DE$ 로 나타낼 수 있으며 화학적 자유에너지의 차이에 기인한 구동력은 CD 로서 이것을 화학적 구동력(chemical driving force)이라고 한다. T_1 온도에서 변

태가 일어나기 위해서는 적어도 DE에 해당하는 구동력이 외부로부터 부가되지 않으면 안되는데 이것을 기계적 구동력(mechanical driving force)이라고 한다. 이때, 응력이나 변형을 가하는 온도가 높을수록 마르텐사이트 변태량은 적어지며 어느 일정온도 이상에서는 외부에서 응력이나 변형을 가해도 변태가 일어나지 않는데, 이 임계온도를 M_d 라 한다.

이와 같이, 외력의 도움에 의해서 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 나타내었다. M_s 온도와 M_s^a 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. M_s^a 온도는 마르텐사이트 변태가 탄성응력에 의해 유기될 수 있는 최대온도이다.

M_s^a 온도 이상에서는 응력유기변태에 필요한 응력에 도달하기 전에 모상 중에 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^a 온도와 M_d 온도 사이의 온도범위에서 변형유기변태가 일어나며, 이와 같은 변형유기변태가 일어나는 경우 재료는 매우 큰 소성을 나타내며, 이러한 현상을 변태유기소성(TRIP: Transformation Induced Plasticity)이라 한다.

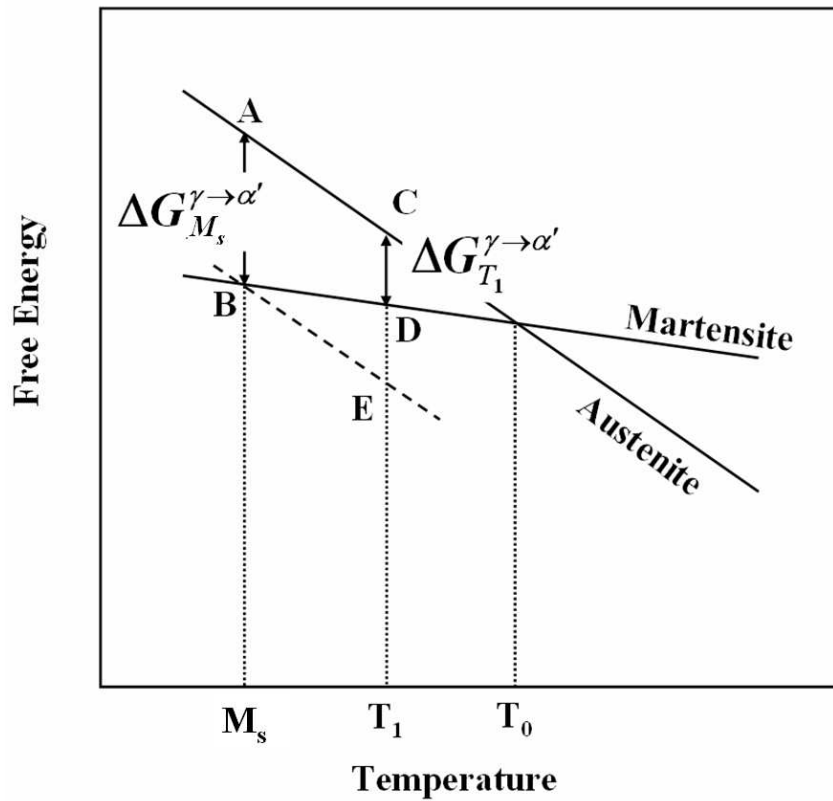


Fig. 1 Schematic diagram showing the free energy change for a martensite transformation from austenite.

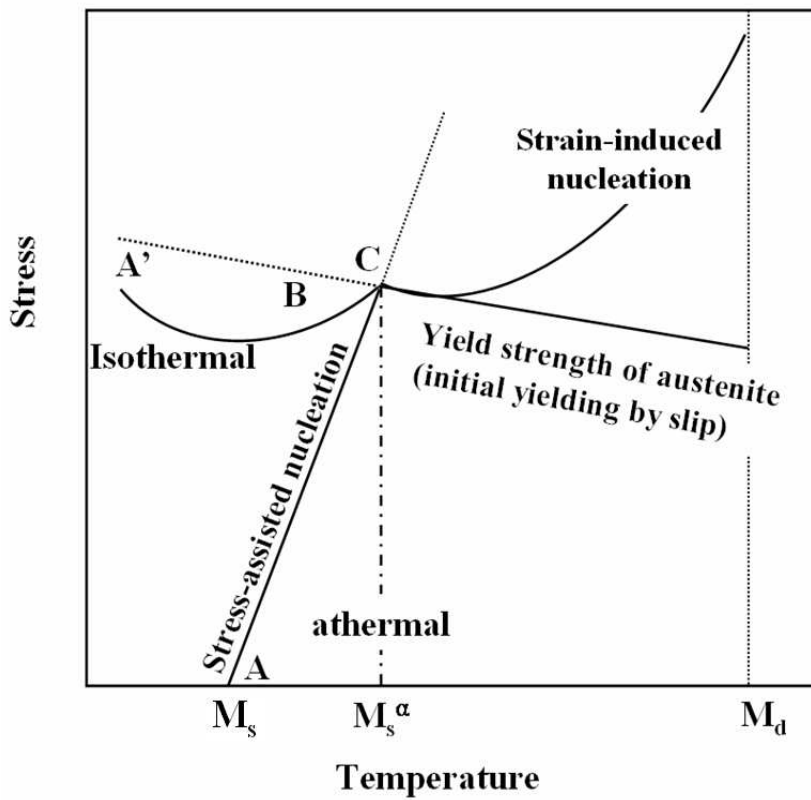


Fig. 2 Schematic representation of the stress-assisted and strain-induced martensitic transformation.

2.1.2 변태유기소성형 강판

1967년 Zackay 등^[1]에 의해 개발된 TRIP(Transformation Induced Plasticity)강은 다량의 Ni와 Cr을 함유한, 준안정 오스테나이트 스테인레스(metastable austenite stainless)강이다. 이는 오스테나이트가 상온에서도 비교적 안정하게 존재하도록 하여 소성변형 과정에서 가공유기 마르텐사이트가 생성되도록 설계되었다. 일반적인 탄소강에서 잔류오스테나이트를 얻기 위해서는 탄소나 합금원소(이 경우 주로 오스테나이트 안정화 원소를 이용함)를 많이 첨가하여 M_s 점을 상온 근방까지 낮추어야 한다. 그러나 최근 저합금강에서도 잔류오스테나이트를 많이 얻는 방법으로 항온변태처리(Austempering)가 새롭게 인식되기 시작하여, 이 처리를 이용하여 강도-연성의 balance가 우수한 강을 개발하고 있다^[21,22]. 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. 일반적으로 재료의 강화는 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, 고강도가 필요로 하는 자동차업계를 중심으로 주목받고 있다.

2.2 잔류오스테나이트 형성에 영향을 미치는 인자

2.21. 합금원소의 영향

잔류오스테나이트의 형성에 영향을 합금성분에는 크게 오스테나이트 안정화 원소와 페라이트 안정화 원소의 둘로 나눌 수 있다. 이중 오스테나이트 안정화 원소는 강판을 이상영역($\alpha + \gamma$) 으로 가열할 때 오스테나이트 자체의 안정도를 증가시키는 역할을 하는 것으로 C, Mn, N, Ni 등의 원소가 있으며, 또한 페라이트 안정화원소는 가열 후 냉각과정이나 베이나이트 변태처리과정에서 초석페라이트 생성을 촉진하여 페라이트 중의 탄소를 인접한 오스테나이트로 확산 이동시키는 역할을 하는 합금 성분으로 Si, Al, P, Mo 등이 있다. 이러한 합금성분 중에서 특히 잔류오스테나이트형성에 주된 역할을 하는 것은 C, Si, Mn 성분이며, $C > Si > Mn$ 순으로 그 효과가 크다고 알려져 있다.

① C의 영향

탄소는 오스테나이트 안정화 원소로써 잔류오스테나이트 형성에 가장 중요한 역할을 하며, C-Mn-Si 계 TRIP형강의 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^[23,24].

② Si의 영향

Si는 이상영역의 열처리 온도에서 대부분 페라이트 내에 고용됨으로

페라이트 기지강화에 기여하여, 일부의 Si가 오스테나이트 내에 고용된다. Si는 오스테나이트 중의 탄소농도를 증가시켜 항온변태 열처리에서 베이나이트에 탄화물이 석출되는 것을 억제함과 동시에 베이나이트와 인접한 오스테나이트 내에서의 탄소농도를 증가를 촉진시킴으로서 잔류오스테나이트의 부피분율 및 안정도 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^[25~27]. Sawai^[28]등은 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.

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.

Sakuma^[25]등은 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 오스테나이트

가 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^[23].

2.2.2 열처리 조건의 영향

잔류오스테나이트 형성에 영향을 미치는 열처리 조건은 이상영역 열처리 온도 및 시간, 항온변태처리 온도 및 시간 그리고 이상영역 열처리 후 항온변태처리 온도까지의 냉각속도 그리고 항온변태처리 후 상온까지의 냉각속도 등을 들 수 있다. 이러한 열처리 조건에 따라 기계적 성질에도 큰 영향을 미친다. 탄소농축에 의한 잔류오스테나이트 형성 기구를 열처리 공정과 함께 그림 3에 나타내었다^[29]. 이 중에서 주요한 역할을 하는 것은 이상영역 열처리 온도와 항온변태처리 온도 및 시간으로 알려져 있다. 이상영역 열처리는 냉간압연판재에 존재하는 펄라이트나 밴드조직의 완전한 분해가 일어날 수 있는 온도와 시간을 설정해야 하며, 이상영역 열처리 온도가 증가함에 따라 초기 오스테나이트 부피분율이 증가하게 되고 이에 따라 잔류할 수 있는 오스테나이트의 부피분율이 증가하게 되면 초기 오스테나이트내의 합금원소, 특히 탄소의 농도는 상대적으로 낮아지게 되어 항온변태처리 온도가 높을 경우 베이나이트변태 개시 이전에 페라이트변태가 일어나기 때문에 잔류오스테나이트 부피분율이 급격히 감소하는 것으로 알려져 있다. Matsumura^[25,26,30] 등은 0.36C-1.49Si-0.84Mn 강에서 이상영역 열처리 온도를 A_{c1} 온도에서 20℃ 정도 높은 온도인 770℃(이때 페라이트와 오스테나이트의 부피분율이 50:50 정도의 비율을 가짐)에서 이상영역 열처리하였을 경우 안정도가

우수한 다량의 잔류오스테나이트를 얻을 수 있으며 강도-연성 조합 (balance)도 우수하다고 보고하였다. 그리고 Chung^[20]은 $(\alpha + \gamma)$ 이상영역에서의 어닐링시 초기 오스테나이트가 40~50% 정도의 부피분율을 차지하는 $(Ac_1 + Ac_3)/2$ 온도에서 이상영역 열처리하였을 때 다량의 잔류오스테나이트를 얻을 수 있다고 보고하였다. 따라서 이상영역 열처리 조건의 설정은 초기 오스테나이트의 부피분율과 그 오스테나이트내에 고용되는 합금원소의 양을 고려하여 설정할 필요가 있다.

항온변태처리시 변태처리온도가 지나치게 높아지면 펄라이트가 생성되어 초기 오스테나이트가 감소하고, 반대로 변태처리온도가 낮아지면 이상영역 열처리 후 항온변태처리 온도로의 냉각과정에서 오스테나이트로부터 마르텐사이트로의 변태가 일어나 결과적으로 다량의 잔류 오스테나이트의 형성에 불리하다. 그리고 항온변태처리 시간이 증가함에 따라 오스테나이트 중에 농축되는 용질원소량이 증가하여 안정도는 증가하지만, 오스테나이트의 베이나이트 변태가 너무 많이 일어나기 때문에 결과적으로 잔류오스테나이트의 부피분율은 감소한다. 반대로 유지시간이 짧으면 용질원자의 부화가 충분히 일어나지 못하기 때문에 잔류오스테나이트의 안정도가 낮아져 상온으로의 냉각과정에서 마르텐사이트로 변태하거나, 혹은 오스테나이트로 잔류한다 하더라도 안정도가 낮아 변형초기에 변태하므로 연성향상에 기여하는 효과가 감소되는 결과를 초래한다. 이에 대해 Chung^[20]은 강도와 연성의 조합이 우수하고 다량의 잔류오스테나이트를 얻을 수 있는 항온변태처리 온도는 $(\alpha + \gamma)$ 이상영역 열처리시 형성되는 초기 오스테나이트의 M_s 온도 직상의 온도인 $(M_s + 20^\circ\text{C})$ 가 적당하다고 보고하고 있다.

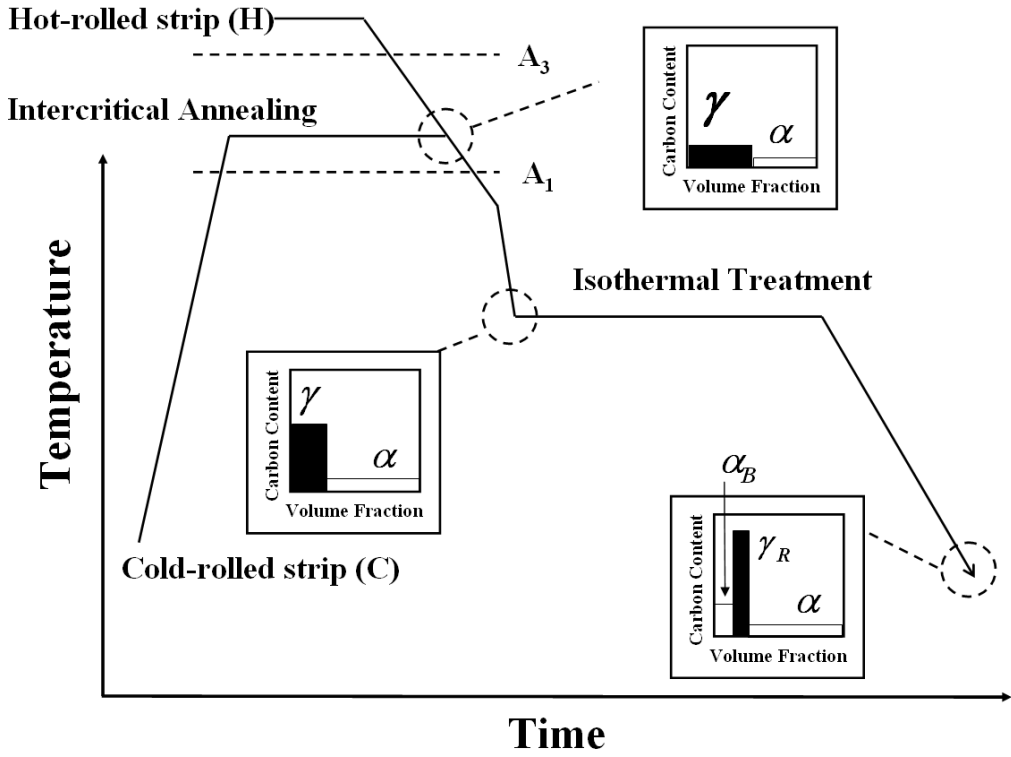


Fig. 3 Mechanism of retained austenite formation by carbon enrichment.

2.3 잔류오스테나이트의 안정도

2.3.1 연성 향상에 미치는 잔류오스테나이트의 영향

변형 도중에 생성되는 변형유기상(쌍정, 마르텐사이트 등)이 연성향상에 기여하는 기구^[20]는 준안정 오스테나이트계 합금에 대한 연구에서 출발하였다. McRaynolds^[31]는 오스테나이트 강의 연구에서 변형 중에 마르텐사이트가 생성되면 준안정 오스테나이트의 가공경화가 촉진되어 necking이 억제된다는 기구를 제안하였다. 이 제안은 오스테나이트 단상 조직의 변형 시에 생성되는 ϵ -마르텐사이트, α' -마르텐사이트 및 변형쌍정 등과 같은 변형유기상이 강의 연성과 파괴인성을 현저히 향상시킨다는 실험결과^[32-34]의 뒷받침으로 널리 인정받고 있다. 또한 Marder^[35]와 Rigsbee^[36]들은 페라이트와 마르텐사이트로 구성된 이상조직강에 존재하는 수 %의 잔류오스테나이트가 연성향상에 기여하는 효과가 있다고 제안하였다. 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^[37]등은 잔류오스테나이트를 함유한 복합조직강의 변형을 semi-mechanistic model에 의해 계산하였으며, 기계적 성질과 잔류오스테나이트의 안정도와와의 관계를 규명하였다. 즉, 잔류오스테나이트가 지나치게 안정하면 변형도중에 변태가 일어나지 못하여 강도 및 연성향상에 기여하지 못하며, 반대로 너무 불안정하면 변형초기에 거의 모든 잔류오스테나이트가 마르텐사이트로 변태함으로써 복합조

직강과 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^[36]가 제안한 변태에 따른 가공경화율의 증가로 설명되고 있다. Matsumura^[25,26,30] 등은 비교적 많은 양의 잔류오스테나이트를 함유한 3상 조직강에 대한 연구에서 소성변형 중에 변태가 일어나면 모상인 페라이트의 가공경화율을 증가시켜 necking 발생 조건인 $\frac{d\sigma}{d\epsilon} = \sigma$ 를 보다 높은 변형률영역 쪽으로 이동시킴으로써 균일연신을 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^[38]와 Chung^[20] 등은 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 보고하였다.

2.3.2 잔류오스테나이트 안정도에 미치는 합금원소의 영향

페라이트, 베이나이트 및 잔류오스테나이트로 구성된 복합조직 TRIP강에서의 높은 연신율은 잔류오스테나이트의 가공유기변태에 크게 의존한다. 이러한 TRIP강의 연성은 M_s 온도와 잔류오스테나이트의 부피분율에 의해 결정되며 연성향상은 변형유기변태를 적당히 억제함으로써 얻어질 수 있다^[4]. 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 M_s 온도에 크게 영향을 받는데, 이는 그림 1에 보인 바와 같이 가공유기 마르텐사이트변태가 M_s 온도와 M_d 온도 범위에서만 일어나는 현상이기 때문이다. M_s 온도에 영향을 미치는 인자들은 주로 잔류오스테나이트의 조성, 크기 및 형상 등이며, 주로 고용되는 합금원소에 의해 좌우된다. 즉, 잔류오스테나이트 내에 오스테나이트 안정화 원소인 C, Mn의 고용함량이 증가함에 따라 잔류오스테나이트의 M_s 온도가 낮아지게 되어 결국 잔류오스테나이트의 안정도가 증가하게 된다. 합금원소의 고용함량이 M_s 온도에 미치는 영향은 아래 식 (1)로 나타내어진다.

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

식 (1)에서, wt.%C는 잔류오스테나이트내의 C 함량이고, wt.%Mn은 잔류오스테나이트내의 Mn 함량이다.

2.4 고속인장시험

2.4.1 고속인장 시험기의 특성

고속인장시험기의 주요부분을 도식적으로 그림 4에 나타내었다. 시편의 윗부분이 고정되어 있는 상태에서 slack adapter를 통해 아래 방향으로 하중이 빠른 속도로 걸린다. Slack adapter는 하중이 시편에 걸리기 전에 요구속도로 가속되게 하고 slack adapter가 충분히 내려와 하부 그림을 당기면 하중이 시편, 상부그립, load washer, 기계의 크로스헤드로 전달되게 된다. Slack adapter가 하부 그림을 때릴 때의 충격파가 하중 전달 경로를

따라 load washer까지 전달되어 특정 주파수로 load washer가 공명하게 만들고 하중-시간 곡선에서 진동으로 나타난다. 이와 같은 진동은 인장 속도가 증가할수록 주파수는 적어지고 진폭은 커져서 하중의 결정을 힘들게 한다. 정확한 하중 결정을 위해서는 작은 진폭, 많은 주파수를 가진 하중-시간 곡선이 필요하다. 주파수는 시편과 로드셀사이의 무게를 줄임으로써 증가시킬 수 있고, 진폭은 액츄에이터의 속도를 줄이거나 시편과 로드셀간의 거리를 줄임으로써 감소시킬 수 있다. 따라서, 하중 데이터를 개선시키기 위해 상부 그림의 무게를 경량재료를 사용하여 줄였고 시편과 로드셀간의 거리는 그림부위에 탄성 스트레인 게이지를 부착하여 하중을 측정함으로써 줄였으며 액츄에이터 속도를 줄이기 위해 가능하면 표점거리가 짧은 시편을 사용하였다. 스트레인 게이지는 변형률을 측정하기 위해 소성 스트레인 게이지를 표점거리내에, 하중 측정을 위해 탄성 스트레인 게이지를 그림 부분에 붙였는데 이를 그림 5에 나타내었다. 이와 같은 보정에 의해 개선되는 하중-시간 곡선의 예를 그림 6에 나타내었다.

2.4.2 TRIP강의 고속인장 시험 필요성 및 시험방법

TRIP강의 기계적 특성을 향상시키는 제조공정인자, 즉, 잔류오스테나이트의 부피분율, 변태상, 페라이트 결정입도 등을 조절할 수 있는 열처리조건을 평가하기 위한 많은 연구가 이루어져 왔다. 그러나 이러한 기계적 특성에 대한 연구는 대부분이 $10s^{-1}$ 이하의 저속변형조건에 국한되어 왔다. 하지만, 자동차에서 승객의 안전성 확보는 대단히 중요한 문제이므로 TRIP강을 자동차에 적용하기 위해서는 고속변형거동에 관한 좀더 많은 관심이 필요하다.

컴퓨터를 이용한 충돌해석에 이용될 수 있는 동적 기계적 특성은 load path와 충돌시 소성불안정을 보다 더 잘 예측할 수 있으므로 해석 식에서의 인공적인 보정상수의 필요성을 없앨 수 있다. 따라서 세계 유수의 철강업체들이 공동으로 추진하고 있는 ULSAB-AVC (Ultra Light Steel

Auto Body - Advanced Vehicle Concepts)와 유럽연구기관에서도 철강업체와 자동차업체에서 이용할 수 있는 고속변형 data를 얻기 위해 노력하고 있다.

만약 시속 60km의 속도로 달리는 자동차의 250mm 부품을 고려하면 요구되는 실험실적 변형속도는 $67s^{-1}$ 이 되고, 시속 100km의 속도로 달리면 요구되는 변형속도는 $111s^{-1}$ 이 된다. 따라서 ULSAB-AVC에서 충돌해석에 사용하기 위해서는 $100\sim300s^{-1}$ 의 변형속도에서 측정된 data가 필요하다 고 기술하고 있다.

다음 표 1에 변형속도에 따른 시험방법들을 요약하였다. 통상적인 $10s^{-1}$ 이하의 변형속도에는 일반적인 유압인장시험기가 사용되고 $1000s^{-1}$ 이상의 고속변형에서는 Hopkinson bar 시험법이 사용된다. $100\sim300s^{-1}$ 의 변형속도에는 고속유압시험기가 필요하다. 따라서 본 연구에서는 최대 하중은 50kN, 무부하에서 최대 속도는 $15ms^{-1}$ 의 고속유압시험기를 사용하였다.

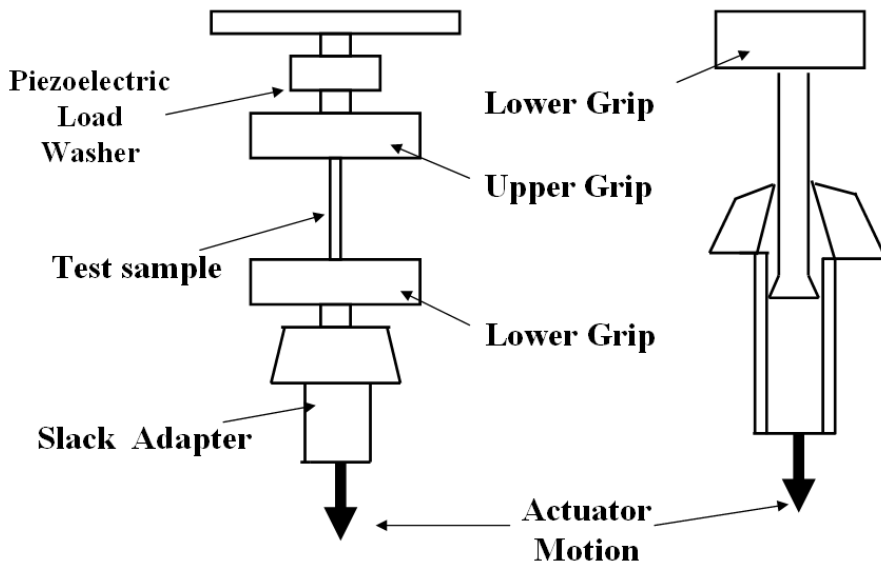


Fig. 4 Schematic diagram of high speed tensile testing equipment.

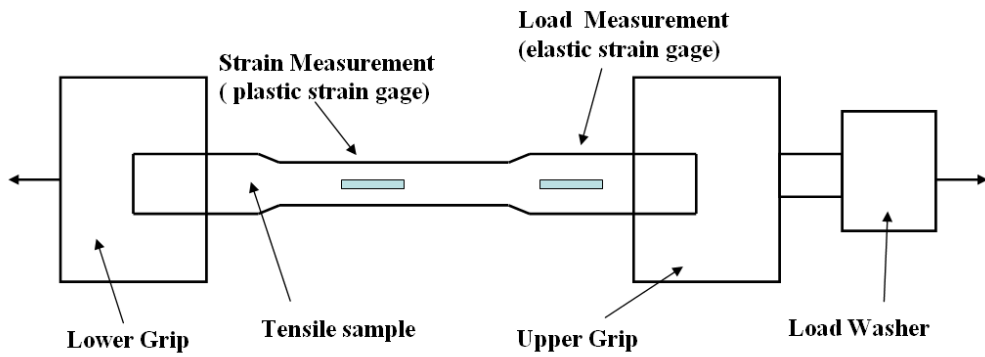


Fig. 5 Schematic diagram of typical tensile sample configuration.

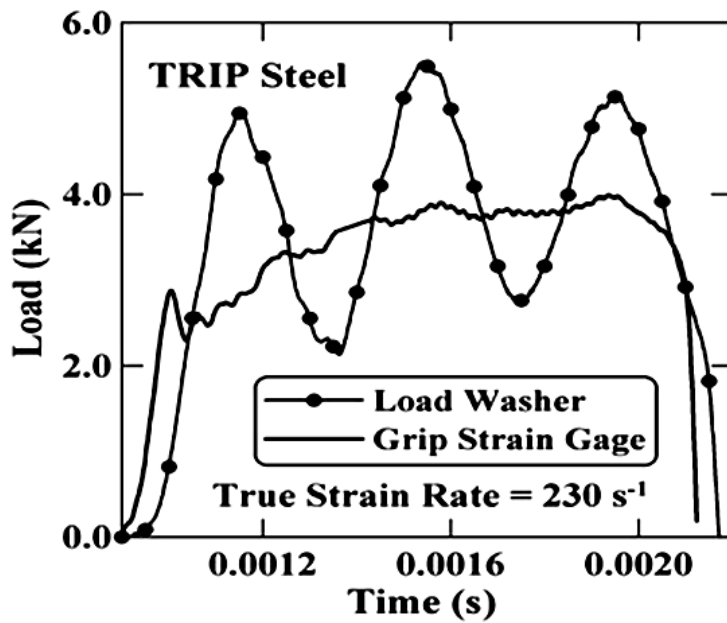


Fig. 6 Comparison of load data using the load washer and a grip section strain gage for a steel at a strain rate of 230s^{-1} .

Table 1 Testing techniques according to strain rates

Strain Rate(s^{-1})	Common Testing Method	Dynamic Considerations	Remarks
10^7 10^6 10^5	High Velocity Impact -Explosives -Normal plate impact -Exploding foil -ind. Plate impact (pressure-shear)	Shock-Wave Propagation Shear-Wave Propagation	Inertial Forces Important Adiabatic
10^4 10^3	Dynamic-High -Taylor anvil tests -Hopkinson Bar -Expanding ring	Plastic-Wave Propagation	
10^2 10^1	Dynamic-Low High-velocity, or Pneumatic machines: cam Plastomer	Mechanical resonance in specimen & Machine is important	
10^0 10^{-1} 10^{-2} 10^{-4}	Quasic-Static Hydraulic, servo-hydraulic or screw-driven testing machines	Test with constant cross head velocity stress The same throughout length of specimen	Inertial Forces Neglected Isothermal
10^{-5} 10^{-6} 10^{-7} 10^{-8}	Creep & Stress relaxation Conventional testing machines, Creep testers	Visco-Plastic response of metals	

제 3 장 실험방법

3.1 TRIP 냉연강판의 제조

본 연구에서 사용된 합금은 Fe-(0.1-0.15)%C-1.5%Si-1.5%Mn-0.5Cu의 조성으로 Si과 Mn을 1.5%로 고정하고 탄소함량을 달리한 두 종류의 TRIP 강을 사용하였다. 시험편의 제조는 고순도 전해철과 Fe-Mn, Fe-Si, Fe-Cu 등의 합금철을 사용하여 고주파유도용해하였으며, 주입직전에 봉상의 고순도 알루미늄을 투입하여 탈산처리하였다. 주조한 강괴는 25mm의 slab 형태로 조압연한 후 이를 다시 두께 3mm로 열간압연 하였다. 열간압연은 각 slab를 1,250℃ 에서 2시간동안 가열하여 균질화처리한 후 3 pass의 열간압연하였으며, 이때 마무리 압연온도는 900℃로 일정하게 하였다. 열간압연된 강판표면의 산화피막을 제거하기 위해 80℃의 10% HCl 수용액 중에 30분~1시간동안 침지하여 산세한 후 두께 0.8mm의 냉연강판을 제조하였다. 본 연구에서 사용된 냉연강판의 화학조성과 Andrews^[39]의 식으로 계산된 냉연강판들의 A_{c1} , A_{c3} 및 M_s 점을 표 2에 나타내었다.

Table 2 Chemical composition(wt.%) and estimated transformation temperature(°C) using Andrew's equation of TRIP steels used in this study

Sample	C	Mn	Si	Cu	P	S	A_{c1}	A_{c3}	M_s
0.10C	0.10	1.50	1.45	0.5	≤0.002	≤0.002	750	912	450
0.15C	0.15	1.49	1.48	0.5	≤0.002	≤0.002	750	900	432

3.2 이상영역 열처리 및 항온변태처리

TRIP형 냉연강판의 잔류오스테나이트 형성과 이에 따른 기계적 성질은 $(\alpha + \gamma)$ 의 이상영역 열처리(intercritical annealing) 및 항온변태처리(isothermal treatment)온도와 열처리 시간에 따라 변하는 것으로 알려져 있다. 본 연구에서는 다양한 열처리조건으로 실험한 결과로부터 안정도가 낮은 잔류오스테나이트와 안정도가 높은 잔류오스테나이트를 얻을 수 있는 조건을 선택하여 이상영역 열처리 및 항온변태처리를 하였다.

본 연구에서의 열처리 조건은 최근의 연구 보고에서 $(A_{c1}+A_{c3})/2$ 의 온도 또는 페라이트와 오스테나이트의 부피분율이 50:50인 이상영역 온도에서 열처리를 실시하여 M_s 직상 또는 $M_s+20^\circ\text{C}$ 에서 항온변태처리할 경우 가장 높은 잔류오스테나이트 부피분율을 얻을 수 있으며, 인장강도와 인장 연신율등의 기계적 성질이 가장 우수하도록한 보고를 참고하여 결정하였다. 이상영역 열처리와 항온변태처리는 냉연강판을 절취하여 가공된 인장시편을 고온용 및 저온용 염욕로(sol bath)를 사용하여 실시하였다. 이상영역 열처리는 페라이트와 오스테나이트의 부피분율이 50:50이 되는 온도에서 5분간 실시하였으며, 항온 변태온도는 M_s 온도와 이보다 $20\sim 30^\circ\text{C}$ 높은 온도 범위에서 $3\sim 10$ 분간 실시한 후 공냉하였다.

이전의 예비 실험에서 잔류오스테나이트의 부피분율은 같으나 연신률의 차이를 보이는 인장시험을 하였다. 여기서 높은 연신률을 보이는 열처리조건에서의 잔류오스테나이트가 안정도가 높다고 생각하였고, 낮은 연신률을 보이는 열처리 조건에서의 잔류오스테나이트가 안정도가 낮다고 생각하였다. 따라서 본 연구에서는 높은 안정도를 가지는 열처리 조건의 시편을 "HS", 낮은 안정도를 가지는 열처리 조건의 시편을 "LS" 라고 표시하였다.

열처리 조건을 그림 7에 나타내었으며, 열처리 후 각 시편들의 잔류오스테나이트의 안정도를 알아보기 위하여 변형률에 따른 각 시편의 잔류오스테나이트 부피분율 변화를 XRD로 측정 그림 8에 나타내었다. 전체

적인 변형률 구간에 있어서 HS강 시편이 LS강 시편에 비해 잔류오스테나이트의 부피분율의 감소량이 작게 나와 HS강의 잔류오스테나이트의 안정도가 LS강보다 높은 것을 확인하였다.

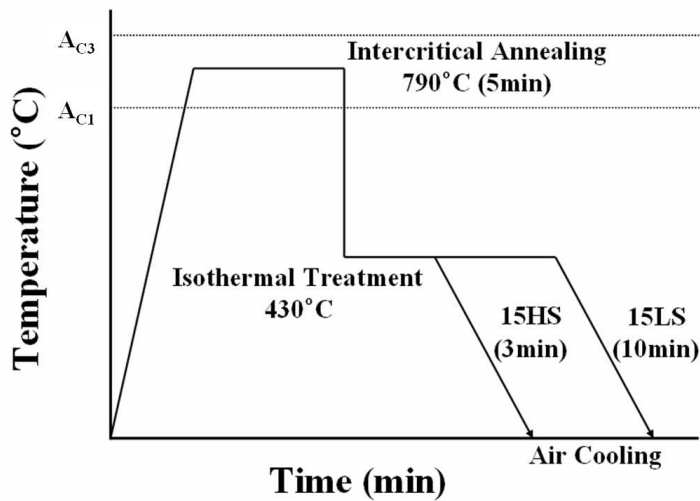
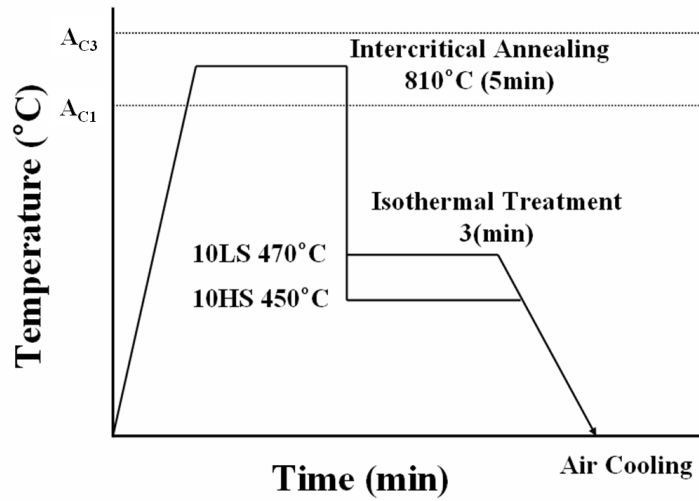


Fig. 7 Schematic diagram of the heat treatment processes of the cold-rolled steel sheet used in this study.

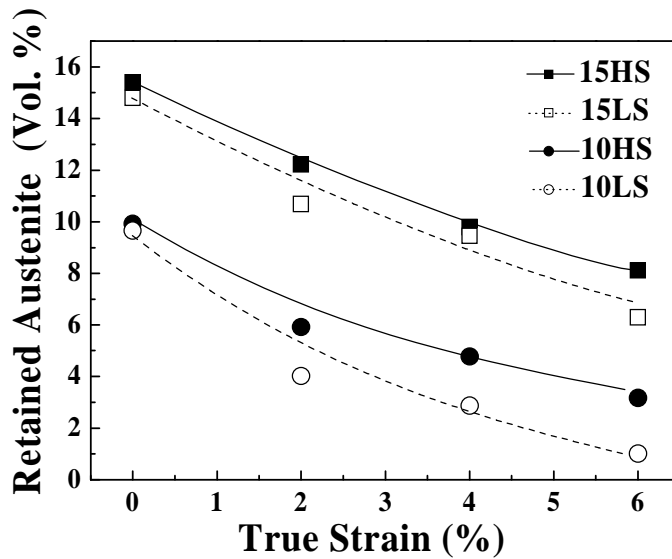


Fig. 8 Transformation of retained austenite with strain in quasi-static tension. (A Mo target X-ray diffraction system and calculations with the Miller method were used for analysis of retained austenite)

3.3 미세조직 관찰

미세조직의 관찰을 위한 시편의 채취는 압연방향에 90°방향으로 시편을 절단하여 연마한 후 에칭하여 광학현미경을 사용하여 관찰하였다. 일반적으로 C-Si-Mn계 TRIP강은 페라이트, 베이나이트, 잔류오스테나이트 및 일부 마르텐사이트로 구성되어 미세조직이 매우 복잡하기 때문에 picral (picric acid 3ml + ethyl alcohol 100ml) 용액으로 에칭할 경우 각각의 구성상들이 명확하게 구별하기 어렵다. 따라서 본 연구에서는 미세조직 구성상들을 구분하기 위하여 3% picral 용액으로 1차 에칭을 한 후 10% sodium metabisulfite 용액($\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_3 \cdot \text{H}_2\text{O}$ 10g + 증류수 100ml)으로 시편을 2차 에칭 하였다. 위의 방법으로 에칭을 하여 광학현미경으로 관찰하게 되면, 페라이트는 옅은 갈색, 베이나이트 또는 마르텐사이트는 검은

색, 그리고 잔류오스테나이트는 흰색으로 나타나기 때문에 구성상의 구분이 용이하다.

3.4 고속인장시험

본 연구에 사용되어진 고속인장시험장비는 미국 덴버에 위치하고 있는 Colorado School of Mines의 Advanced Steel Processing and Products Research Center에 있는 high strain MTS system을 이용하였다. 고속인장시험장비를 그림 9에, 사양은 표 3에 나타내었다. 한 종류의 시편에 대하여 27개의 시편을 이용하여 $10^{-2} \sim 6 \times 10^2 \text{s}^{-1}$ 범위의 9단계의 변형속도에서 시험하였다. 각 시편에서 하중은 시편의 grip 부위에 부착한 탄성 strain gage에 의해, 변형률은 gage 부위에 부착한 소성 strain gage에 의해 측정하였다.

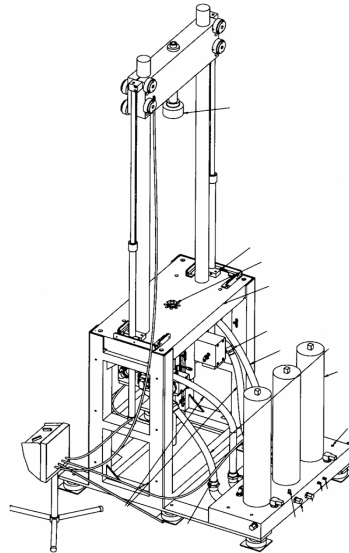


Fig. 9 The high strain rate MTS system.

Table 3 Characteristics of the high strain rate MTS system

High Strain Rate MTS System
·50 KN (11,000lb) capacity
·10m/s actuator velocity (under load)
·actuator slack adaptor
· NI data acquisition board - 4 channel input
· NI Virtual Scope Software

3.5 고속인장시험간 변형량 제어시험

고속인장시험간 변형량을 제어하기 위하여 "stopper"라는 치구를 제작하였고, 그 치수 및 형상을 그림 10에 나타내었다. Stopper의 재질은 ASTM 4340 steel를 이용 제작하였다. 치구에 장착하여 변형량을 제어하기 위해 새로이 시편을 가공하였으며, 그 치수 및 형상은 그림 11에 나타내었다. Stopper의 움직임 및 하중 상태에서의 시편의 거동의 대략적인 움직임을 그림 12에서 보여 주고 있다. 하중이 시편에 부과되어지면, 시편의 변형과 함께 게이지부의 단면이 감소하고 guide bar가 아래쪽으로 움직이게 된다. 이후 guide bar가 미리 정해 놓은 간격사이 만큼 움직이게 되고, 그 이상의 움직임은 하중이 부과되더라도 아래쪽 stopper grip에 의해 멈추게 된다. 이로 인해 gage부의 변형률은 제어되어진다. 이때 이후의 하중의 부과에 따른 시편의 변형은 stopper 외부의 아래쪽 부분에서 변형이 되고 파단이 일어난다. 이 아래쪽 부분은 시편의 단면적을 원래 단면적의 60%로 감소시켜 만든 notch 부분으로 최종적인 시편의 파단이 notch에 의해서 일어나게 제작한 것이다. 시험 이전에 하중을 부과하지 않은 시편을 잡고 있는 stopper의 사진을 그림 13에서 보여주고 있고, 고속인장 시험기에 장착한후 파단되어진 모습의 사진을 그림 14에서 보여주고 있다.

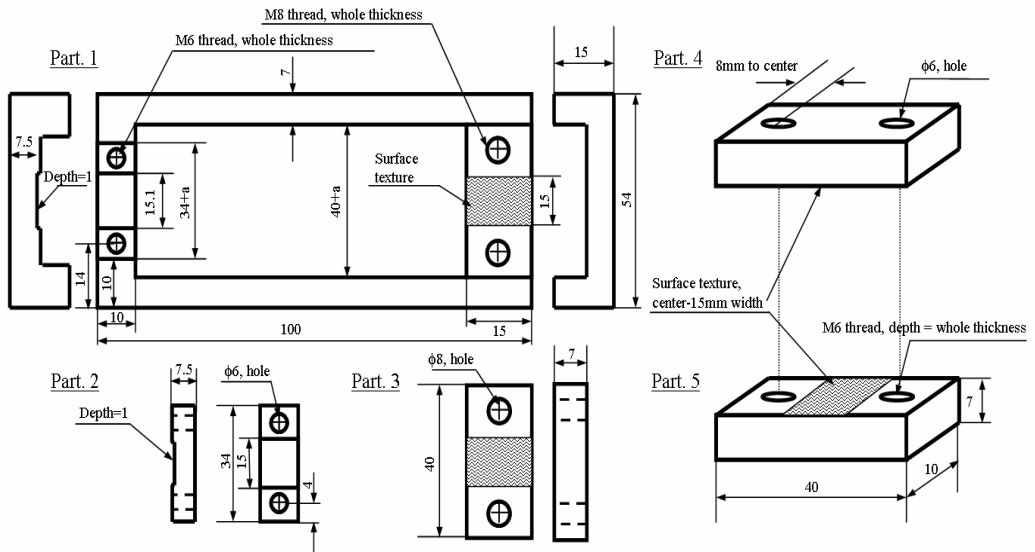
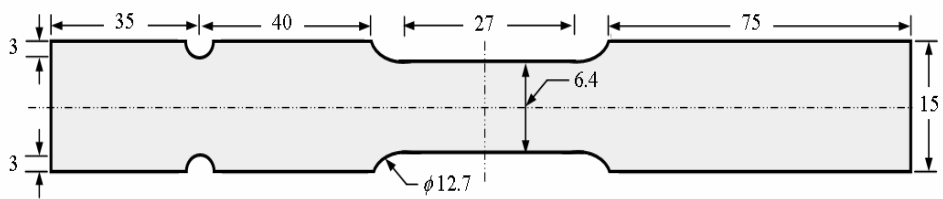


Fig. 10 Schematic diagram of stopper attachment. (dimensions in mm)



(unit: mm)

Fig. 11 Dimensions of tensile specimen.

High speed dynamic tensile

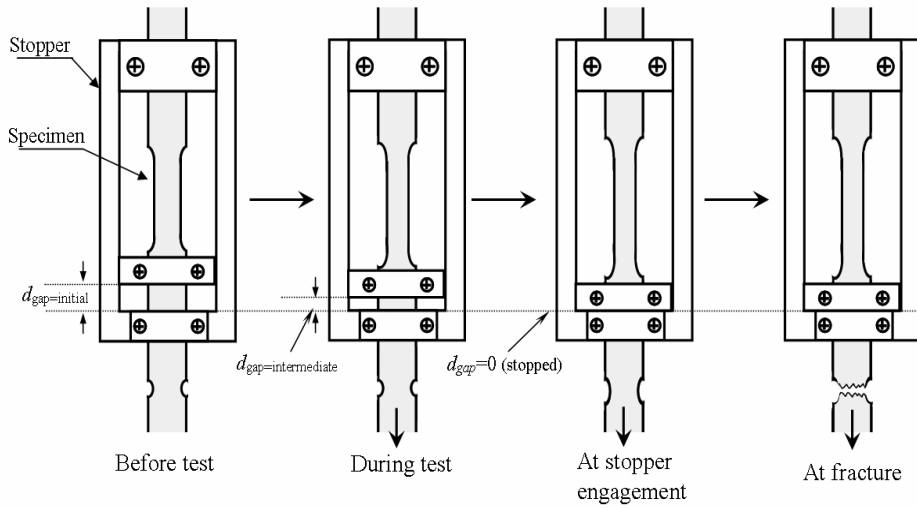


Fig. 12 Schematic diagram of stopper dynamic.

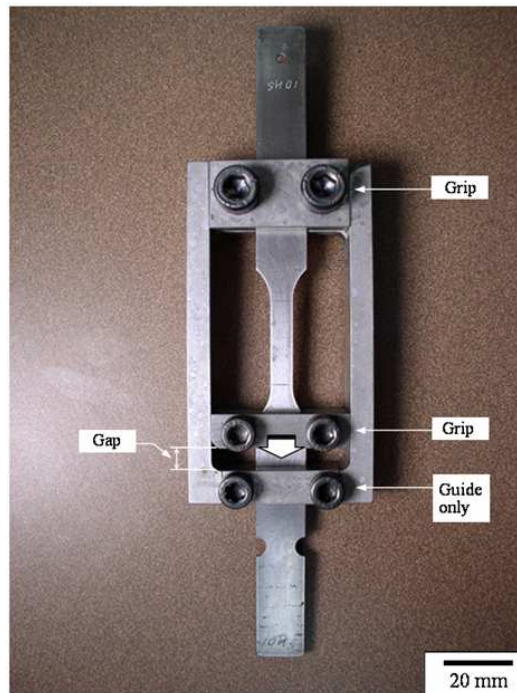


Fig. 13 A photograph of actual stopper with untested specimen.



Fig. 14 Fractured specimen with stopper mounted in the testing machine.

3.6 잔류오스테나이트의 부피분율 및 고용탄소 측정

3.6.1 X-선 분석에 의한 잔류오스테나이트 부피분율 및 고용탄소 측정

잔류오스테나이트의 안정도와 화학조성에 따른 각 시편의 잔류오스테나이트의 부피분율은 X-선 회절분석기(XRD)를 이용하여 측정하였다. 시편의 준비를 위해 표면의 산화층을 제거하였다. 산화층의 제거를 위해 사용한 용액은 5% HF + 50% H₂O₂ + 50% 증류수 사용하여 화학적 연마하여 준비하였다. XRD 분석은 target을 Mo를 사용한 Miller 방법과 Cu를 사용한 SAE방법을 사용하였다. Mo-K_α 특성선을 이용하는 방식은 적분강도로부터 잔류오스테나이트의 부피분율(V_v)은 페라이트, 오스테나이트 peak의 강도를 다음 식 (2) 에 대입하여 계산하였다^[40,41].

$$V_{\gamma} = 1.4I_{\gamma} / (I_{\alpha} + 1.4I_{\gamma}) \quad (2)$$

식 (2)에서 I_{γ} 는 $\{220\}_{\gamma}$ 과 $\{311\}_{\gamma}$ peak에서 얻어진 평균 적분강도값이며, I_{α} 는 $\{211\}_{\alpha}$ peak로부터 구한 적분강도값이다.

Cu-K $_{\alpha}$ 특성선을 이용한 SAE 방법^[42]은 시편의 회절 peak인 페라이트 peak 4개와 잔류오스테나이트 peak 4개를 이용하여, 아래의 식 (3)에 적용 시편의 내부 존재하는 잔류오스테나이트의 부피분율(V_{γ})을 계산하였다.

$$V_{\gamma} = \frac{\frac{1}{n_{\gamma}} \sum_0^n \frac{I_{\gamma}^{hkl}}{R_{\gamma}^{hkl}}}{\frac{1}{n_{\alpha}} \sum_0^n \frac{I_{\alpha}^{hkl}}{R_{\alpha}^{hkl}} + \frac{1}{n_{\gamma}} \sum_0^n \frac{I_{\gamma}^{hkl}}{R_{\gamma}^{hkl}}} \quad (3)$$

시편 내부의 잔류오스테나이트에 존재하는 고용탄소를 구하기 위하여 $\{220\}_{\gamma}$ 과 $\{311\}_{\gamma}$ peak를 기초로 화학조성과 격자상수와의 관계를 이용한 다음의 식 (4) Nishiyama's method^[43]의해 고용탄소량을 구하였다.

$$a_{\gamma}(\text{\AA}) = 0.35467 + 0.00467X \text{ (wt.\%)} \quad (4)$$

여기서 X는 고용탄소량 (wt.%)이다.

3.6.2 중성자 분석에 의한 잔류오스테나이트 부피분율 및 고용탄소 측정

고속인장간 변형률 제어 시험 이후 시편의 게이지부에 존재하는 잔류 오스테나이트 량을 분석, 변형률 및 변형속도에 따른 잔류오스테나이트의 변화를 측정하기 위해 한국원자력연구소에 있는 HRPD (High Resolution Neutron Power Diffraction) 장비를 이용하였으며, Rietveld

method를 통해 정량분석을 하였다. Rietveld method는 Rietveld에 의해서 단결정 자료가 없는 상태에서 분말의 중성자 회절선으로부터 결정구조를 해석하기 위해 개발되었으며^[44], 결정구조해석 뿐 아니라, 정량적인 상분석, 정확한 격자상수 결정, 미세구조와 잔류응력 등의 측정에 이용하고 있다. Rietveld method는 최소자승법을 이용하여 실험으로 측정된 전체 회절선과 결정구조, 측정기계의 영향, 격자상수 등을 고려하여 계산된 회절선을 일치시키는 방법이다. 즉 아래의 (5)식에서 실험으로 측정된 회절강도 y_i 와 계산으로 얻어진 강도 y_{ci} 의 차 S_y 를 최소화하여 원하는 정보를 얻게 된다. y_{ci} 는 결정구조 모델과 백그라운드로부터 다음 (6)식에 의해 구해진다.

$$S_y = \sum_i (y_i - y_{ci})^2 / y_i \quad (5)$$

$$y_{ci} = s \sum_k L_k |F_k|^2 \phi(2\theta_i - 2\theta_k) P_k A + y_b \quad (6)$$

위의 식 (6)의 상수는 다음의 factor로 정의된다.

s =크기 인자 (scale factor)

k =Bragg 회절 Miller 지수

L_k =Lorentz, Polarization 등의 인자

ϕ =반사함수

P_k =pole-density distributed function (우선방위)

A =흡수인자

F_k =구조인자

Y_b =배경 강도

잔류오스테나이트의 부피분율을 측정하기 위한 Rietveld method의 상분석은 다음의 식 (7)의 관계식을 이용한다.

$$W_p = \frac{S_p(ZMV)_p}{\sum_i S_i(ZMV)_i} \quad (7)$$

여기서 W_p 는 n 혼합물의 상 속에서 p 상의 무게분율이고, S , Z , M 과 V 는 각각, Rietveld 크기인자, 단위셀 당 원자수, 무게 그리고 부피분율이다.

고용탄소의 측정에 있어서는 고용탄소량 측정을 위해 각 시편의 grip 부분을 중성자 회절을 이용 측정하였다. 그리고 retained austenite내에 존재하는 고용탄소는 격자내 (1/2, 1/2, 1/2)위치에만 존재 한다는 가정하고^[45]분석하였다.

HRPD 분석의 경우 중성자 장치가 가지고 있는 고유의 기계적 매개변수를 사용하며, 이번연구에서 사용된 기계적 매개변수는 아래 표 4에 나타내었다. HRPD장비에 의해 나타나는 회절패턴은 측정되어진 시편 체적내에 존재하는 각상의 평균적인 peak를 보여주므로, 각 측정시편의 크기를 동일하게 제어할 필요가 있다. 이를 위해 측정에 불필요한 부분은 Cd을 이용하여 중성자빔에 의한 회절을 차단시켰다. 회절패턴은 10~155° 사이에서, 0.05°의 간격을 두고 측정하였고, 사용한 파장은 1.8348Å을 이용하였다.

Table 4 Machine Parameter

$\lambda=1.8348$	$u=0.3097$
Zero-shift=0.33478	$v=-0.447318$
M.F=0.11105	$w=0.254069$

3.6.3 중성자 및 X-선 비교

변형이전의 시편이 가지고 있는 잔류오스테나이트의 부피분율을 중성자, Cu-K α (SAE 방법사용) 그리고 Mo-K α (Miller 방법사용) 특성선을 사용하여 측정한 결과를 아래 표 5에 나타내었다. 0.1C 및 0.15C 두가지 조건의 시편 모두에서 HS강의 잔류오스테나이트 부피분율이 LS강에 비해 약간 많았다. 중성자분석이 투과깊이 측정 면에서 보았을 때 좀더 정밀한 값을 가진다고 생각되어 진다. 따라서 표 5에 의해 Cu-K α 의 특성선을 및 SAE방법을 사용하는 것이 잔류오스테나이트 부피분율의 측정면에 있어 중성자 결과에 근접함을 알 수 있으며, 신뢰할 수 있는 결과라 할 수 있다.

Table 5 The volume fraction of retained austenite in the undeformed steels analyzed by neutron diffraction and XRD

	Neutron Diffraction	XRD (Cu/SAE)	XRD (Mo/Miller)
10HS	8.0	7.2	9.9
10LS	7.5	6.4	9.7
15HS	11.6	11.6	15.4
15LS	10.7	10.9	14.8

제 4 장 실험결과 및 고찰

4.1 미세조직 관찰

아래 그림 15에 0.1C과 0.15C 시편의 조직사진을 나타내었다. 두 가지 조성의 시편 모두 제2상인 베이나이트(또는 마르텐사이트)와 잔류오스테나이트가 균일하게 분포한 조직을 보여 주고 있으며, 비슷한 크기의 페라이트 및 유사한 잔류오스테나이트의 부피분율을 내포하고 있음을 보여 준다. 각 상의 부피분율은 이미지 분석 및 XRD 분석에 의해 측정하였으며 이를 표 6에 나타내었다. 베이나이트의 부피분율은 전체 부피분율 100%으로 보고 다른상의 부피분율을 이용하여 계산하였다.

4.2 고용탄소 및 잔류오스테나이트 분석

Cu-K α 와 SAE 방법을 이용한 XRD 및 중성자 회절을 이용하여 고용탄소 및 잔류오스테나이트를 분석하였고, 분석결과를 표 7에 나타내었다. LS강과 HS강의 고용탄소 및 잔류오스테나이트를 비교하였을때, 0.15C의 경우 0.1C에 비해 확연한 차이를 보이지는 않지만 전체적으로 LS강의 시편이 약간 낮게 나타났다. 그러므로 안정도가 낮은 잔류오스테나이트는 마르텐사이트로 변태하는데 필요한 기계적 구동력이 안정도가 높은 잔류오스테나이트보다 적어 변형중 잔류오스테나이트의 변태가 빨리 시작할 것을 예측할 수 있다. 또한 이것은 안정도가 낮은 잔류오스테나이트가 변형에 있어 적은 변형률에도 변태를 하고 이는 앞서 보았던 정적인 상태에서 결과인 그림 8과 일치하는 거동을 보여준다.

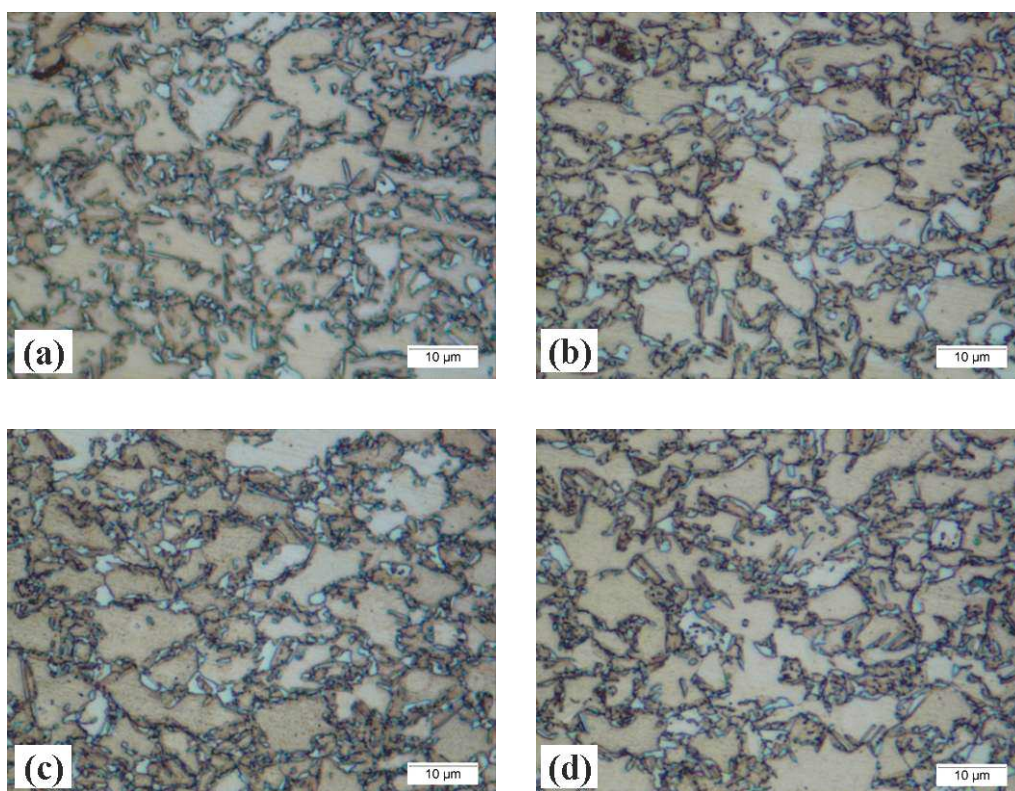


Fig. 15 Light optical micrographs of the (a) 10HS, (b) 10LS, (c) 15HS, (d) 15LS TRIP steels studied. (sodium metabisulfite etch)

Table 6 Volume fractions of constituent phases

Sample	Retained Austenite (XRD analysis)	Ferrite (image analysis)	Martensite (image analysis)	Bainite (calculation)
10HS	7.2	54.2	4.7	33.9
10LS	6.4	51.2	2.4	40.0
15HS	11.6	52.9	5.5	30.0
15LS	10.9	59.2	3.9	26.0

Table 7 Carbon content and volume fraction of retained austenite of TRIP steels analyzed by using both neutron diffraction and Cu-K_α XRD

	Carbon Content (wt. %)		Retained Austenite (Volume %)	
	XRD (Cu/Nishiyama)	Neutron Diffraction	XRD (Cu/SAE)	Neutron Diffraction
10HS	1.26	1.53	7.2	8.0
10LS	1.19	1.22	6.4	7.5
15HS	1.28	1.57	11.6	11.6
15LS	1.27	1.39	10.9	10.7

4.3 Dynamic Mechanical Properties

4.3.1 True Stress-Strain Curve

그림 16에 인장시험 결과중 두 가지의 변형속도에서의 진응력-진변형을 곡선을 나타내었다. UTS 및 균일연신율이 변형속도의 증가에 따라 확연하게 증가함을 알 수 있고, “ringing”이라 불리는 현상이 매우 빠른 변형속도에서 보여 진다. 그림 17에서는 같은 변형속도에서 LS강과 HS강의 진응력-진변형을 한 그래프로 나타내어 변형속도에 따른 직접적인 차이를 보여주며, 10HS 및 10LS에 있어서는 확연한 차이를 보여 준다. 10LS는 모든 변형속도에서 10HS와 비교하여 초기의 변형경화속도가 높고 연신율은 낮았다. 0.15C 조성의 강에 있어서는 진응력-진변형을 곡선에 있어 유사한 경향을 보인다. 이는 15HS와 15LS의 고용탄소함량 및 잔류오스테나이트의 안정도에 있어 큰 차이를 보이지 않기 때문이다. 0.15C과 0.10C의 비교에서는 탄소 함유량의 차이에 상관없이 전체적으로 낮은 안정도의 잔류오스테나이트를 함유한 10LS와 15LS보다 높은 안정

도의 잔류오스테나이트를 함유한 10HS와 15HS의 항복강도가 전 변형속도에서 높게 나타났고, 이후 가공경화속도는 LS강이 빠른 경향을 보여 인장강도는 LS강이 높게 나타났다. 균일연신율은 HS강이 높게 나타났지만 응력-변형률 곡선의 면적으로 평가하는 10% 흡수에너지의 경우에는 LS강이 높을 것으로 보인다.

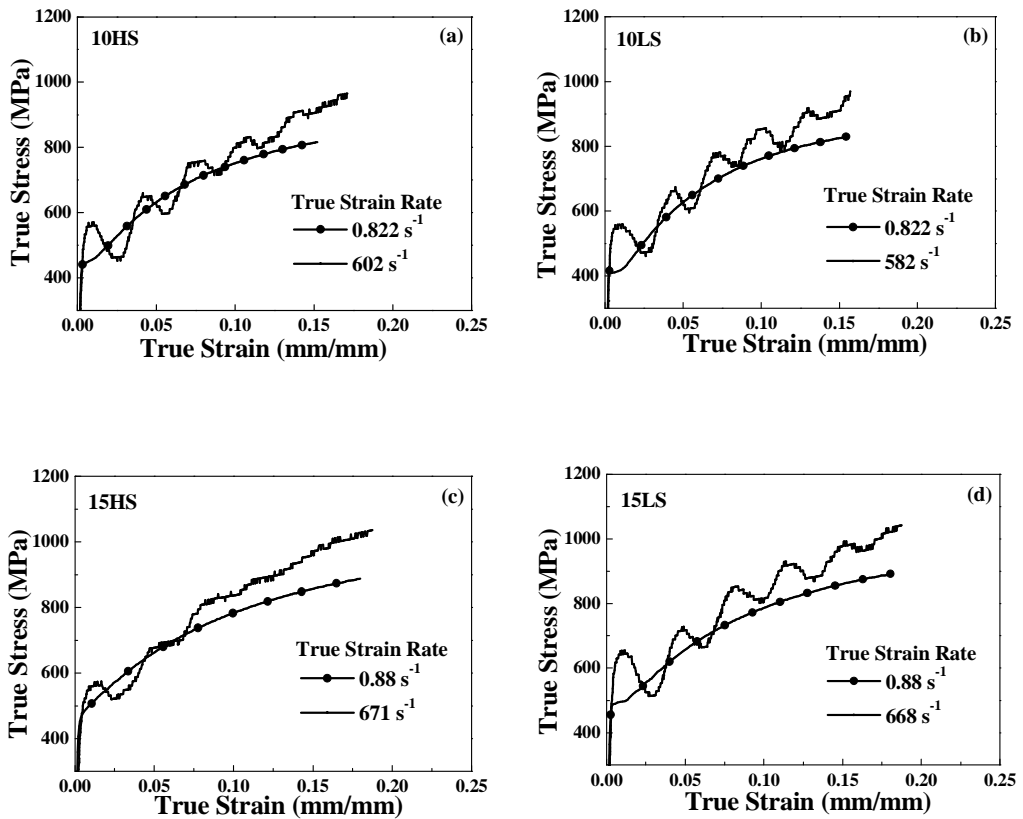


Fig. 16 True stress-strain curves at two different strain rates for the four TRIP steel microstructures studied. (a) 10HS, (b) 10LS, (c) 15HS, (d) 15L

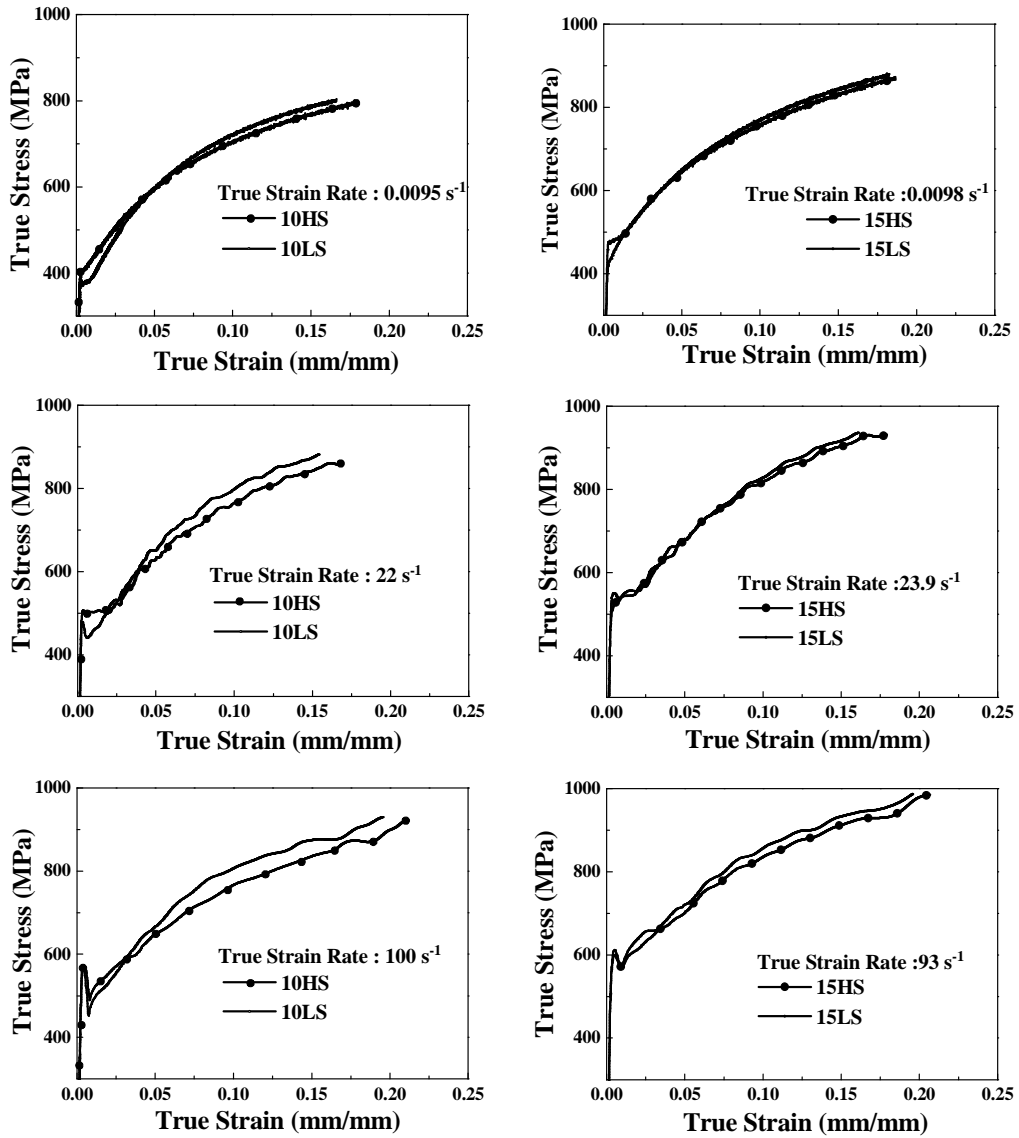


Fig. 17 True stress-strain curves comparing LS and HS steels at three different strain rates.

4.3.2 Strain Hardening

진변형률 2~5%까지 와 8%~균일연신(UTS)까지의 두 부분으로 나누어 평균적인 가공경화지수를 비교하여 그림 18의 a, b로 나타내었다. 안정도가 낮은 잔류오스테나이트를 가지는 10LS의 경우 낮은 쪽 변형률에서의 가공경화지수값이 상대적으로 높은 쪽 변형률에서의 가공경화지수값에 비해 매우 큰 것을 볼 수 있다. 이것은 안정도가 낮은 잔류오스테나이트는 초기 변형에서 매우 큰 마르텐사이트의 변태속도를 가지며, 높은 쪽 변형률에서는 초기에 잔류오스테나이트가 변태가 일어났으므로 마르텐사이트로의 변태속도를 감소시키는 것으로 보여 진다.

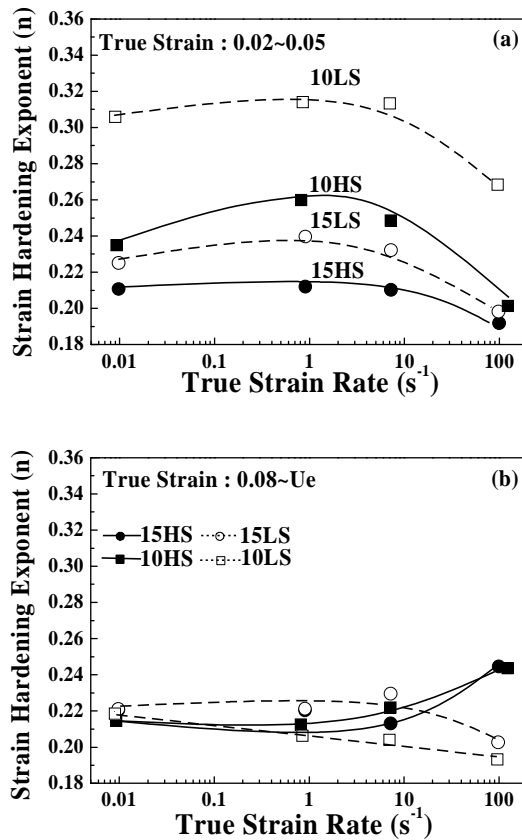


Fig. 18 Average Strain hardening exponents in the lower strain range of 0.02-0.05 (a) and higher strain range of 0.08 to the uniform strain (b).

4.3.3 UTS & Strain Rate Sensitivity

그림 19에 각시편의 변형속도에 따른 UTS의 변화양상을 나타내었다. 전반적으로 변형속도가 증가함에 있어 UTS가 증가하는 양상을 보여주고 있고, 탄소함량에 상관없이 LS강이 HS강에 비해 UTS의 값이 높음을 알 수 있다. 이렇게 LS강이 인장강도가 높게 나타나는 이유는 안정도가 낮은 잔류오스테나이트의 경우 마르텐사이트로의 변태량이 많아 UTS가 높은 것으로 사료되며, 안정도가 높은 잔류오스테나이트는 안정도가 낮은 잔류오스테나이트에 비해 과단이후 에도 비교적 많이 남아있을 것으로 보인다. 전체적인 변형속도에 대한 UTS의 변화 양상을 보면 HS강의 인장강도는 높은 변형속도에서 빠른 속도로 증가하고 LS강의 경우는 서서히 증가한다. 이러한 거동은 UTS의 변형속도민감도(m)로 확인하게 확인할 수 있고, 이를 그림 20에 나타내었다. 변형속도민감도(m)는 다음의 식 (8)을 사용하였고, 아래의 (8)식에서 σ 는 UTS이고, $\dot{\epsilon}$ 는 진변형속도이다. 각 시편의 경우, 변형속도에 따라 변형속도민감도가 2가지 명확한 구역으로 나눌 수 있다. 변형속도 $10s^{-1}$ 이하의 구역에서는 상대적으로 완만한 민감도의 증가를 나타내었으나, 그 $10s^{-1}$ 이상의 구역에서는 변형속도의 증가에 따라 UTS가 급격하게 증가하는 경향을 보여주어 자동차 충돌과 같은 고속변형에서 높은 인장강도를 나타낼 것으로 예상된다. 0.1C시편에서 $10s^{-1}$ 이상의 고속영역의 m값이 $10s^{-1}$ 이하의 저속영역에 비해서 3배정도 크게 분석되었다. 그러나 0.15C강에서는 고속영역에서 약 2배정도의 큰 값을 가지고 있었다.

$$m = \frac{\Delta \log \sigma}{\Delta \log \dot{\epsilon}} \quad (8)$$

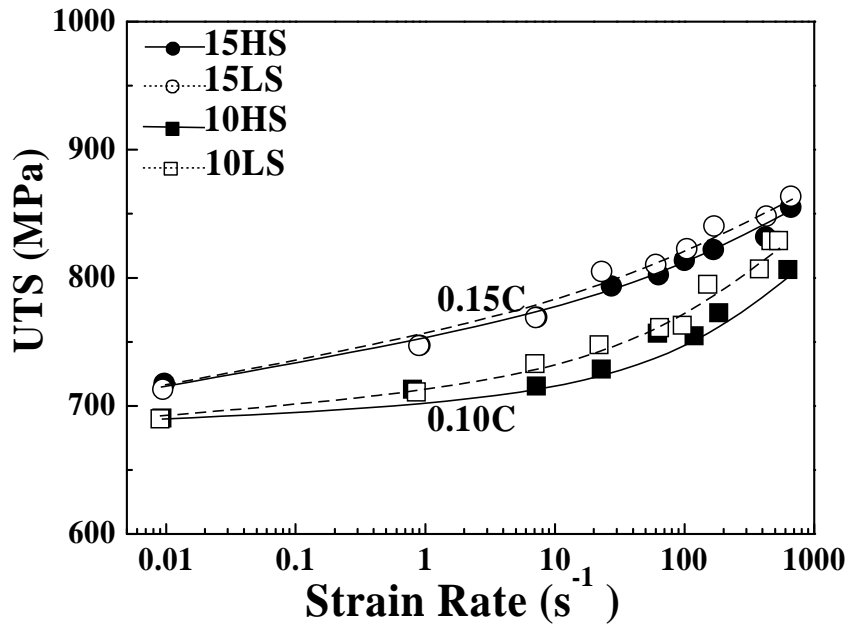


Fig. 19 The effect of true strain rate on UTS for TRIP steels.

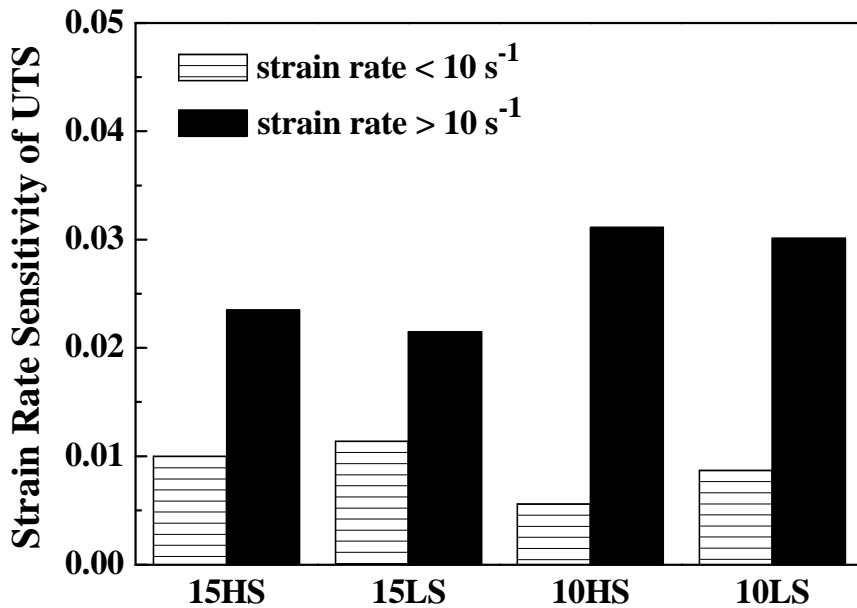


Fig. 20 Strain rate sensitivity of UTS for TRIP steels.

4.3.4 Uniform Elongation

균일연신율에 미치는 변형속도의 영향을 그림 21에 나타내었다. 그림 21에서 보이는 것처럼, 대략 3가지 정도의 구간으로 나누어 볼 수 있다. $10s^{-1}$ 이하의 변형속도 구간에서는 균일연신율이 거의 일정하거나, 약간 감소하였고, $10\sim 200s^{-1}$ 의 구간에서는 변형속도의 증가와 함께 균일연신율이 급격하게 증가하였다. 그리고 $200s^{-1}$ 이상의 구간에서 변형속도의 증가에 따라 균일연신율이 다시 감소하는 양상을 보여준다. 이는 변형속도 $10s^{-1}$ 이하에서는 변형경화가 일어나 강도 증가에 따른 연신이 감소하였고, $10s^{-1}$ 이상의 변형속도에서는 변형속도 경화가 기여하는 부분이 커지면서 속도가 증가할수록 변형속도 경화가 증가하여 시편의 necking을 지연시켜 균일 연신율이 변형속도에 따라 증가하였고, $200s^{-1}$ 이상의 속도에서는 adiabatic heating에 차지하는 부분이 월등해지면서 온도상승에 따른 변형속도경화의 기여가 감소함으로써 균일 연신율은 다시 감소하기 시작하는 것으로 보인다.

4.3.5 Absorbed Energy

여러 Crash-worthiness 모델에서 10%까지의 응력-변형률 data가 중요하다고 하였다^[19]. 그러므로 변형률 10%까지의 공칭응력-변형률 곡선의 면적으로 10% 변형에서의 흡수에너지를 계산하였고, 변형속도에 따른 결과를 다음 그림 22에 나타내었다. 전체 변형속도에 있어 0.15C강의 흡수에너지가 0.10강의 흡수에너지보다 높게 나왔다. 이는 이전에서 기술한 강도 차이 및 잔류오스테나이트량에 기인한다. 그림 22에서는 전체 강종에 있어 변형속도가 증가할수록 흡수에너지가 증가하는 것을 보여주고, 실질적으로 LS강이 HS강에 비해 10%흡수에너지는 높은 것으로 보여진다. 결과적으로 흡수에너지의 차이를 보이는 이유는 안정도가 낮은 잔류오스테나이트를 가지는 LS강은 작은 변형율에서 보다 HS강에 비해 많은 마르텐사이트 변태를 보이는 것에 기인한다.

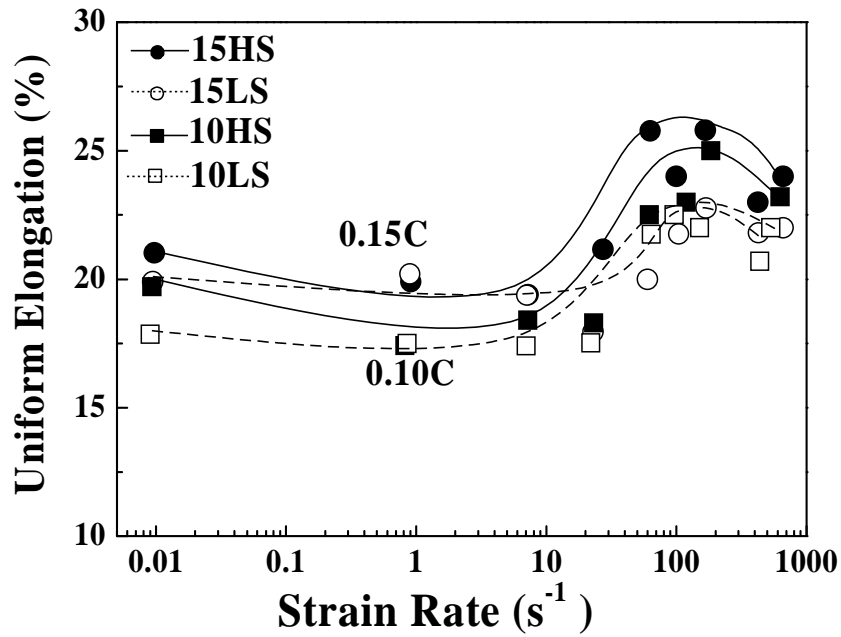


Fig. 21 Uniform elongation versus true strain rate.

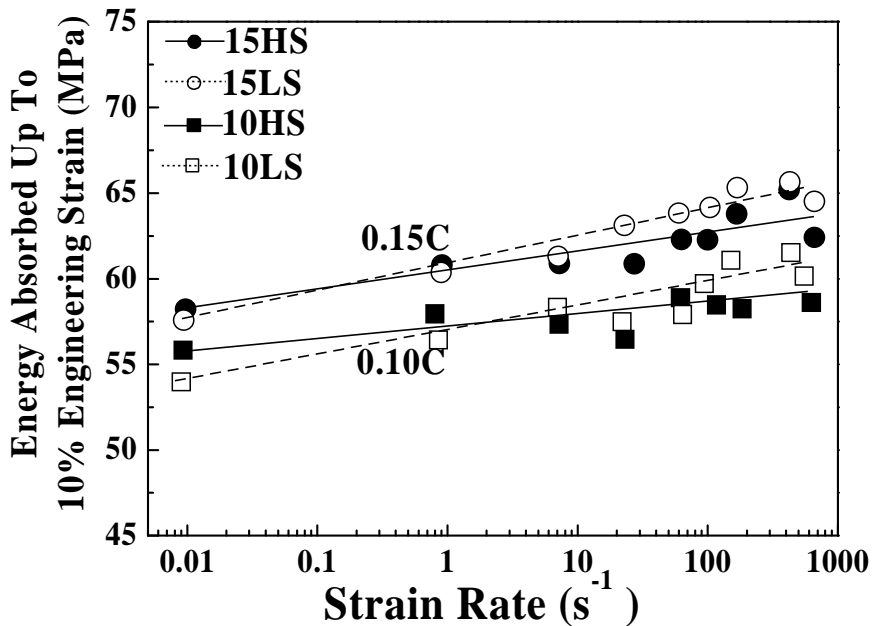


Fig. 22 Absorbed energy up to 10% engineering strain versus true strain rate.

4.4 Retained Austenite Stability

4.4.1 Strain Control 결과

“Stopper” 치구를 이용하여 변형량 제어 실험을 하였다. 그 결과를 그림 23에 나타내었다. 그림 23은 변형속도에 따른 목표로 하는 변형길이와 실제 변형길이의 결과를 비교 하여 보여준다. 정확하게 목표변형량이 제어되지는 않았지만, 목표변형량과 실제변형량이 직선적으로 비례하여 Stopper를 이용한 변형량 제어가 성공적임을 알 수 있다. 목표변형량과 실제변형량이 1:1로 대응이 되지 않는 것은 변형량의 측정은 25mm 표점 거리에서 이루어졌으나 실제 변형은 시편의 직선부위 전체에 걸쳐서 일어났으므로 측정값이 약간 낮게 나타났기 때문이다.

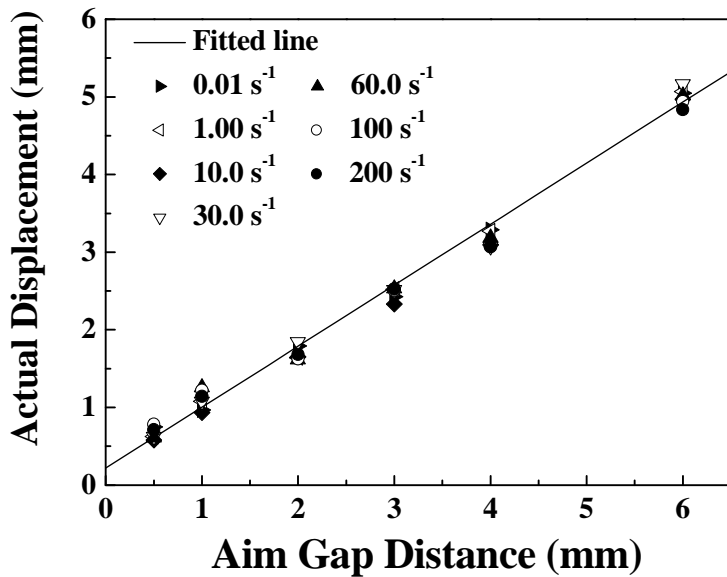


Fig. 23 Summary of test results for the four TRIP steels with stopper.

4.4.2 X-ray 분석 결과

Cu-K α 에 의해 측정된 변형속도 및 변형에 따른 잔류오스테나이트의 부피분율의 변화 결과를 그림 24에 나타내었다. 그림 24에서 보듯이 안정도가 높은 10HS의 시편이 10LS의 시편에 비해 전 변형속도에서 잔류오스테나이트의 변태가 적은 것을 볼 수가 있다. 이와 비슷하게 15HS의 시편이 15LS의 시편에 비해 잔류오스테나이트의 변태가 적은 것을 볼 수가 있으나, 0.1C강에 비해 그 차이는 적은 것을 알 수 있다. 위의 결과로 잔류오스테나이트의 변태가 안정도와 관계가 있으며, 안정도는 고용탄소량에 의해 제어됨을 알 수 있다.

4.4.3 X-ray 분석 결과와 중성자 분석 결과 비교

변형률 10%까지의 잔류오스테나이트의 부피분율의 변화량을 3가지 변형속도($0.01s^{-1}$, $1s^{-1}$, $100s^{-1}$)에 대해 X-ray 및 중성자를 이용하여 측정하여 그림 25에 나타내었다. 그림 25에서 보듯이 중성자 분석의 결과가 X-ray 분석의 결과에 비해 부피분율이 약 1~4%가 많을 것을 알 수 있고, 부피분율의 차이를 표 8과 9에 나타내었다. 변형이전의 잔류오스테나이트가 다량 존재할 경우에는 X-ray 분석 결과가 중성자 결과에 매우 근접하였다. 그러나 전체적인 시편의 잔류오스테나이트가 감소할수록 X-ray 분석에 의해 측정된 잔류오스테나이트가 낮게 측정된 것을 알 수 있다. 중성자와 X-ray의 분석결과의 차이는 사용하는 시험방법상의 차이이며, 차이의 주된 이유는 사용하는 빔의 투과깊이 및 시험편의 크기의 차이로 보여 진다. 따라서 잔류오스테나이트가 적은 부피분율을 측정하는 경우에는 X-ray 분석을 신뢰성이 떨어져 중성자 분석을 이용해야 함을 알 수 있다.

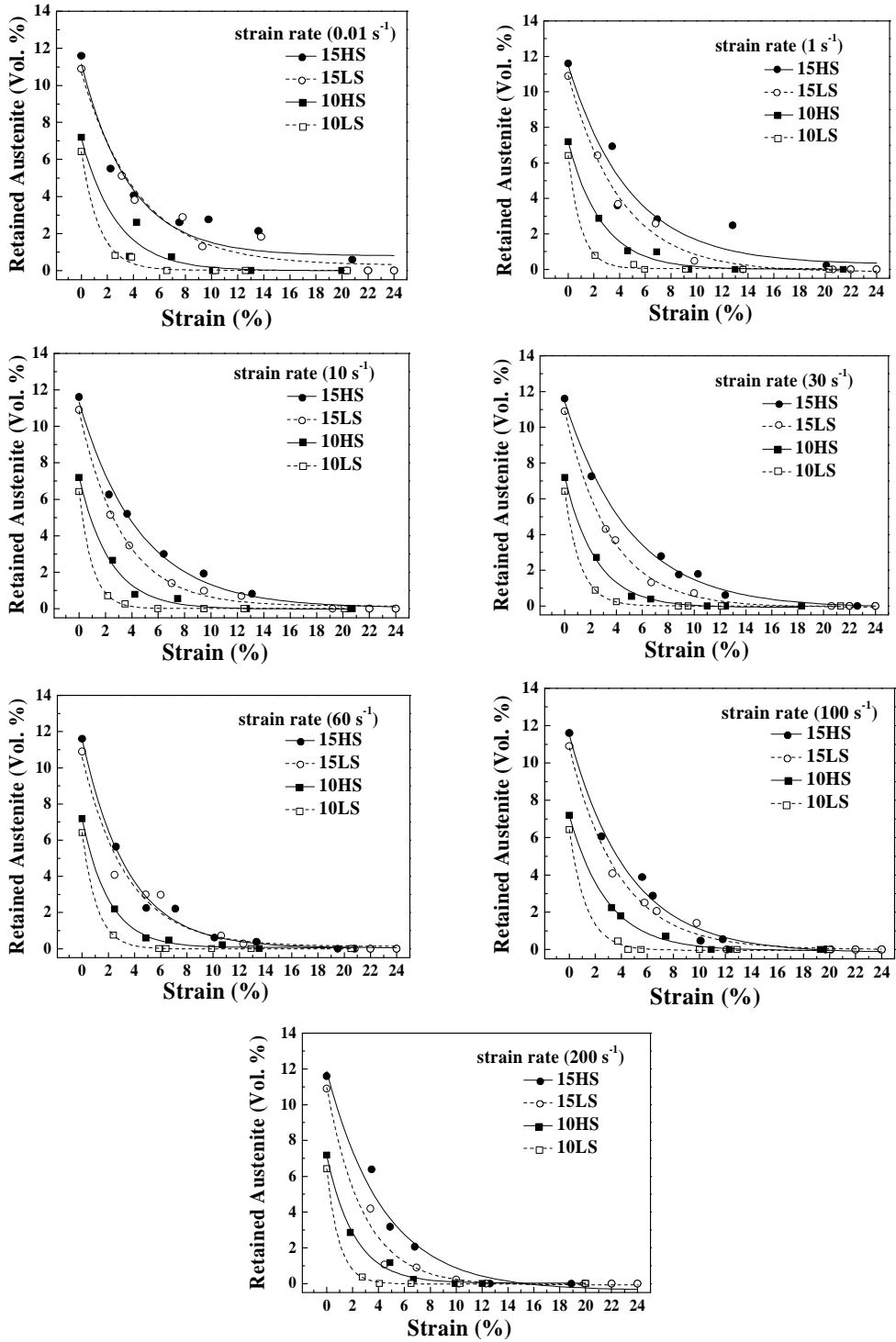


Fig. 24 Transformation rate of TRIP steels at various strain rates.

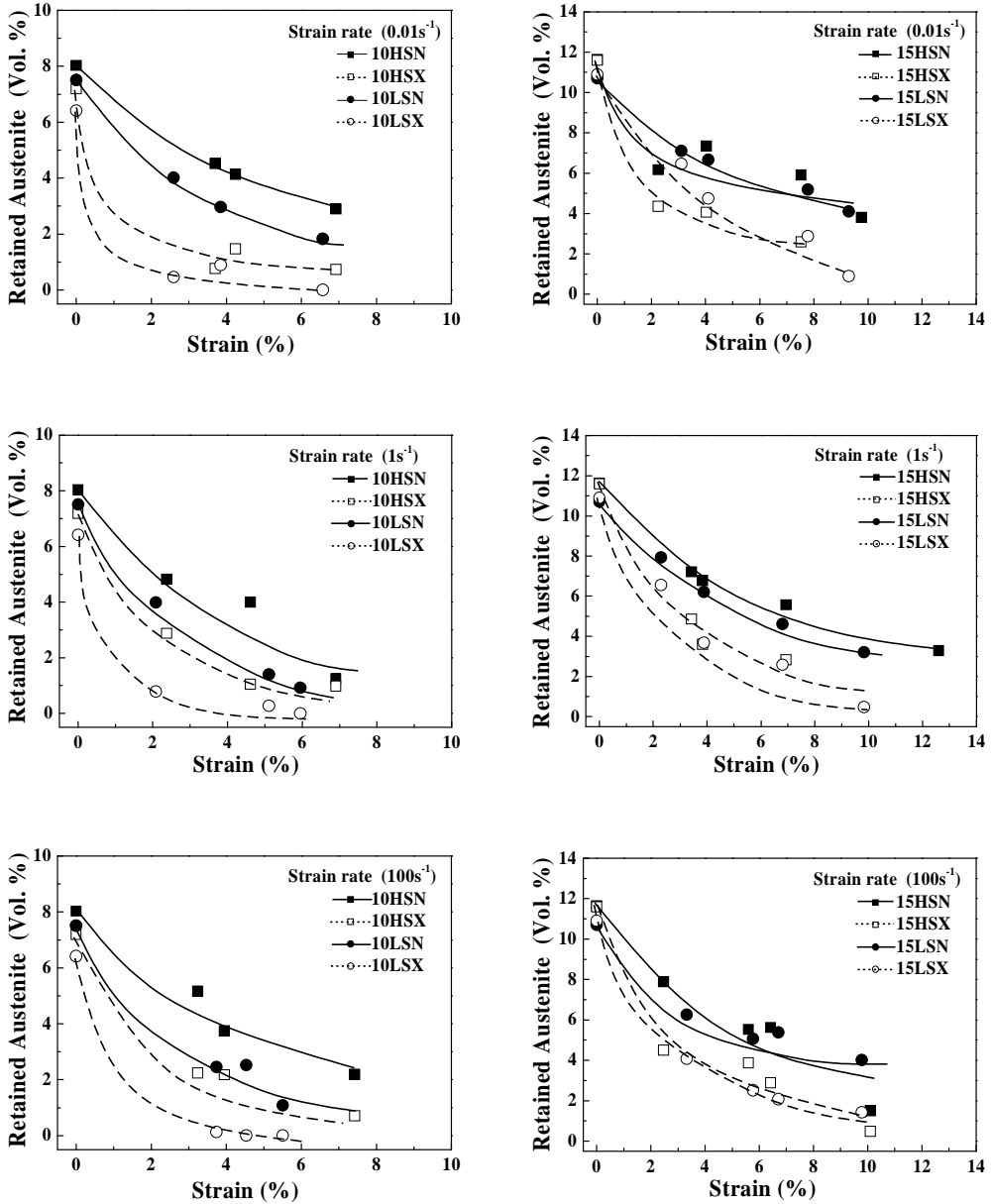


Fig. 25 The comparison of the volume fraction of retained austenite analyzed by neutron diffraction and X-ray diffraction techniques. In the legends, an additional letter was added to the end of each sample designation to indicate if the data were by neutron diffraction "N" or x-ray diffraction "X".

Table 8 Comparison of the volume fraction of retained austenite analyzed by neutron diffraction and XRD techniques (10HS and 10LS)

Strain Rate	10HS				10LS			
	Strain	Neutron Diff.(a)	XRD (b)	Difference (a)-(b)	Strain	Neutron Diff.(a)	XRD (b)	Difference (a)-(b)
undeformed	0	8.0	7.2	0.8	0	7.5	6.4	1.1
0.01s ⁻¹	3.7	4.5	0.8	3.7	2.6	4.0	0.5	3.5
	4.2	4.1	1.5	2.6	3.9	3.0	0.9	2.1
	6.9	2.9	0.7	2.2	6.6	1.8	0	1.8
1s ⁻¹	2.4	4.8	2.9	1.9	2.1	4.0	0.8	3.2
	4.6	4.0	1.1	2.9	5.1	1.4	0.3	1.1
	6.9	1.3	1.0	0.3	6.0	0.9	0	0.9
100s ⁻¹	3.2	5.2	2.2	3.0	3.7	2.5	0.1	2.4
	4.0	3.8	2.2	1.6	4.5	2.5	0	2.5
	7.4	2.2	0.7	1.5	5.5	1.1	0	1.0

Table 9 Comparison of the volume fraction of retained austenite analyzed by neutron diffraction and XRD techniques. (15HS and 15LS)

Strain Rate	15HS				15LS			
	Strain	Neutron Diff.(a)	XRD (b)	Difference (a)-(b)	Strain	Neutron Diff.(a)	XRD (b)	Difference (a)-(b)
undeformed	0	12	12	0	0	11	11	0
0.01s ⁻¹	2.3	6.2	4.4	1.8	3.1	7.1	6.5	0.6
	4.0	7.3	4.1	3.2	4.1	6.7	4.7	2.0
	7.5	5.9	2.6	3.3	7.8	5.2	2.9	2.3
	9.8	3.8	3.9	-0.1	9.3	4.1	0.9	3.2
1s ⁻¹	3.4	7.2	4.9	2.3	2.3	7.9	6.6	1.3
	3.8	6.8	3.6	3.2	3.9	6.2	3.7	2.5
	6.9	5.6	2.8	2.8	6.8	4.6	2.6	2.0
	13	3.3	2.7	0.6	9.8	3.2	0.5	2.7
100s ⁻¹	2.5	7.9	4.5	3.4	3.3	6.3	4.1	2.2
	5.6	5.5	3.9	1.6	5.8	5.1	2.5	2.6
	6.4	5.6	2.9	2.7	6.7	5.4	2.1	3.3
	10	1.5	0.5	1.0	9.8	4.0	1.4	2.6

4.4.4 변형속도가 마르텐사이트 변태에 미치는 영향

그림 26에 세 가지 변형속도($0.01s^{-1}$, $1s^{-1}$, $100s^{-1}$)에 대해 변형에 따른 잔류오스테나이트의 부피분율의 변화를 나타내었다. 10HS와 10LS의 변태거동은 넓은 변형율에 걸쳐 뚜렷한 차이를 보이나, 0.10C에 비해 0.15C에 있어서는 HS강과 LS강과의 변태거동에 있어서는 큰 차이를 보이지 않는다. 이것은 0.15C의 경우에는 잔류오스테나이트의 고용탄소의 함량이 큰 차이를 보이지 않아서 나타나는 것이라 사료된다. 최초의 잔류오스테나이트의 변태속도는 변형율의 증가에 따라 급격하게 증가하나, 비교적 큰 변형속도에서는 이러한 변형율의 효과가 감소하였다. 이러한 영향은 높은 응력(증가된 기계적 구동력) 및 변형속도에 의해 높아진 단열효과(감소된 화학적 구동력)와의 관계가 있다고 보여 진다. 고용탄소량이 비슷한 10HS, 15HS, 15LS의 초기 변태거동의 그래프로부터, 마르텐사이트 변태속도는 잔류오스테나이트의 고용탄소에 의존한다고 볼 수 있다.

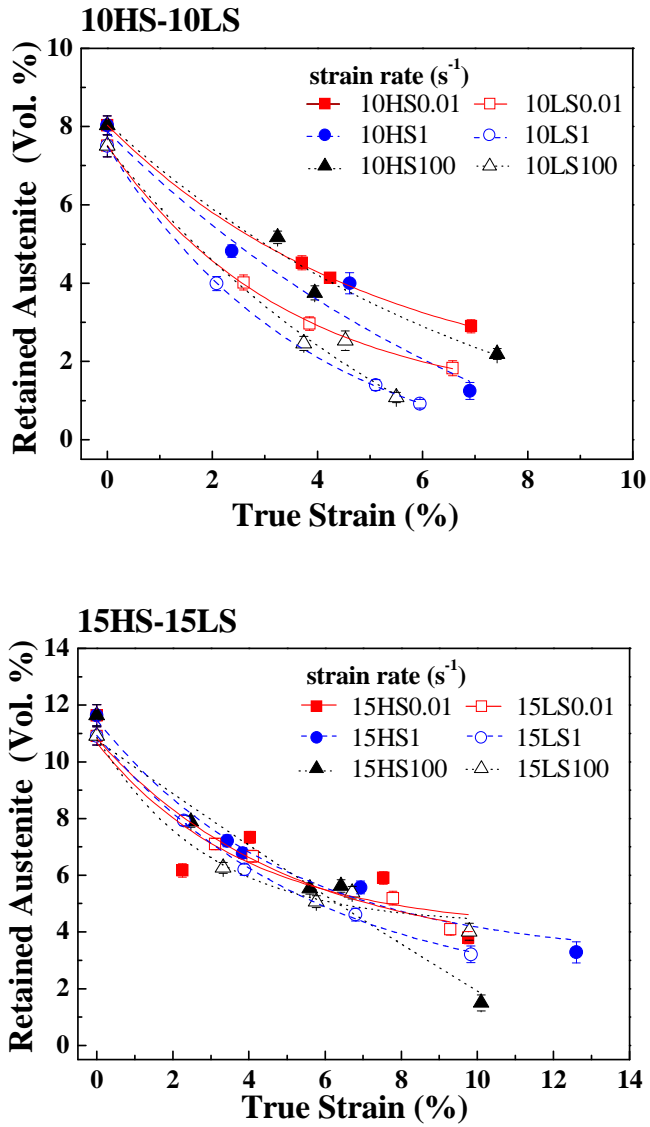


Fig. 26 The effect of retained austenite stability on transformation rate at strain rates of 10^{-2} , 10, and $100s^{-1}$. (neutron results)

제 5 장 결 론

본 연구에서는 열처리를 통해 잔류오스테나이트의 안정도를 다르게 처리하여 TRIP강의 잔류오스테나이트의 안정도가 고속인장특성에 미치는 영향을 평가하였고, 고속인장시험간 변형량을 제어할 수 있는 치구를 고안하여 잔류오스테나이트의 안정도가 마르텐사이트의 변태에 미치는 영향을 평가하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

- (1) 낮은 안정도를 가지는 LS강은 상대적으로 높은 안정도를 가지는 HS강에 비해 응력-변형을 곡선에서 초기의 높은 strain hardening과 낮은 균일연신율을 보였다.
- (2) 모든 시편에 있어서 변형속도의 증가에 따라 UTS가 증가하는 양상을 보였으며, 잔류오스테나이트의 안정도 특성에 따른 차이로 인해 안정도가 낮은 시편이 안정도 높은 시편에 비해 전변형속도에서 보다 높은 인장강도를 나타내었다. 이는 안정도 특성에 따른 잔류오스테나이트 변태량의 차이로 나타나는 것이라 사료된다.
- (3) 균일연신율은 변형속도의 증가에 변형속도 $10s^{-1}$ 이하에서는 변형경화가 일어나 강도 증가에 따른 연신이 감소하였고, $10s^{-1}$ 이상의 변형속도에서는 변형속도 경화가 기여하는 부분이 커지면서 속도가 증가할수록 변형속도 경화가 증가하여 시편의 necking을 지연시켜 균일연신율이 변형속도에 따라 증가하였고, $200s^{-1}$ 이상의 속도에서는 adiabatic heating에 차지하는 부분이 월등해지면서 온도상승에 따른 변형속도경화의 기여가 감소함으로써 균일 연신율은 다시 감소하기 시작하는 것으로 사료된다.

- (4) 모든 시편들에 있어 변형속도가 증가할수록 10% 흡수에너지는 증가하였고, 안정도 특성에 따라 안정도가 낮은 시편이 10% 흡수에너지가 큰 것으로 나타난다. 이는 안정도가 낮은 잔류오스테나이트를 가지는 LS강은 작은 변형률에서 보다 HS강에 비해 많은 마르텐사이트 변태를 보이는 것으로 사료된다.
- (5) 고속변형중 변형량을 제어할 수 있는 “stooper”를 고안하여, 시편에 장착한 다음 변형량을 0%부터 20%의 범위에서 3~4% 간격으로 조절된 시편들을 제작하는데 성공하였고, 변형속도의 경우 $0.01 \sim 200s^{-1}$ 의 범위에서 시험한 결과 목표 변형량과 실제 변형량이 거의 비례하는 결과를 나타내었다.
- (6) 변형후 남은 시편의 잔류오스테나이트는 중성자와 X-선을 이용하여 비교 분석하였다. 인장시험전 잔류오스테나이트의 양은 중성자분석에 의한 것과 X-선 분석의 결과가 차이가 거의 없었으나, 인장실험 후 시편에서는 중성자빔에 의해 분석된 결과가 X-선 분석에 의한 결과에 비해 높게 나타났다. 이는 전체적인 실험 측정방식의 차이로 볼 수 있다. 중성자빔의 경우 X-선에 비해 투과 깊이가 깊고, 시험편의 전체를 측정함으로써 좀더 정확한 미량의 잔류오스테나이트의 측정이 가능한 것으로 보여 진다.
- (7) 변형량이 제어된 시험편을 중성자빔 및 X-선으로 분석한 결과로부터 고속인장실험 전체 변형속도 및 변형률에서 안정도가 높은 잔류오스테나이트가 상대적으로 안정도가 낮은 잔류오스테나이트에 비해 마르텐사이트로 변태를 하지 않고 잔류함으로써, 잔류오스테나이트의 고용탄소량이 고속인장중 잔류오스테나이트의 마르텐사이트의 변태 특성에 영향을 미침을 알 수 있었다.

참 고 문 헌

1. V. F. Zackay, E. R. Parker, D. Fahr and R. Busch : Trans. ASM 60 (1967) 252
2. T. Senuma : ISIJ Inter. 41 (2001) 520
3. K. I. Sugumoto, N. Ushi, M. Kobayashi, and S. I. Hashimoto : ISIJ Inter., 32 (1992) 1311
4. K. I. Sugumoto, N. Ushi, M. Kobayashi, and S. I. Hashimoto : Metall. Trans. A, 23A (1992) 3085
5. H. C. Chen, H. Era, and M. Shimizu : Metall. Trans. A, 20A (1989) 437
6. S. K. Kim, H. C. Shin, J. H. Chung, and Y. W. Chang : J. Korea Inst. Machinery & Materials, Changwon, (1996) 4
7. C. G. Lee and S. J. Kim : J. Korea Inst. Met & Mater., 36 (1998) 1024
8. K. I. Sugimoto, M. Misu, M. Kobayasi, and H. Shirasawa : ISIJ Inter., 33 (1993) 775
9. Y. Sakuma, D. K. Matlock, and G. Krauss : Metall. Trans. A, 22A (1992) 1221
10. Y. Sakuma, D. K. Matlock, and G. Krauss : Metall. Trans. A, 22A (1992) 1233
11. W. C. Jeong, D. K. Matlock, and G. Krauss : Mater. Sci. & Eng., 165 (1993) 1
12. W. C. Jeong, D. K. Matlock, and G. Krauss : Mater. Sci. & Eng., 165 (1993) 9
13. N. C. Goel, J. P. Chakravarty, and K. Tangri : Metall. Trans. A, 18A (1987) 5
14. I.D. Choi, D.M. Bruce, S.J. Kim, C.G. Lee, S.H. Park, D.K. Matlock, and J.G. Speer : ISIJ Inter. 42 (2002) 1483

15. P. Larour, P. Verleysen, M. Vermeulen, M.A.R. Gomes, A. Wedemeier, J.L. Geoffroy, and W. Bleck : Proceeding of MS & T 04, TMS, New Orleans, USA (2004) 171
16. K. Mahadevan, P. Liang and J. Fekete : SAE Technical Paper #2000-01-0625, SAE, Warrendale, PA (2000)
17. B. Yan and K. Xu : 44th MWSP Conference Proceedings, Vol. XL, (2002) 493
18. K. Sato, A. Yoshitake, D. Zeng and S. D. Liu : SAE Technical Paper #2002-01-0641, SAE, Warrendale, PA (2002)
19. ULSAB-AVC, Technical Transfer Dispatch #6, Appendix III, 3 (2001)
20. 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)
21. O. Matsumura, Y. Sakuma and H. Takechi : ISIJ Inter., 27 (1987) 570
22. K. Sugimoto, M. Kobayashi and S. I. Hashimoto : ISIJ, Inter., 35 (1995) 1407
23. S. G. Park, C. G. Lee, S. J. Kim, and I. D. choi : J. Korean Inst. Met. & Mater., 36 (1998) 1234
24. C. G. Lee, S. J. Kim, C. H. Lee : J. Korean Inst. Met. & Mater., 37 (1999) 1324
25. Y. Sakuma, O. Matsumura, and H. Takechi : Metall. Trans. A, 22A (1991) 489
26. O. Matsumura, Y. Sakuma and H. Takechi : ISIJ Inter., 32 (1992) 1014
27. P. Jacques, E. Griault, T. Catlin, N.Geerlofs, T.Kop, S. Vander Zwaag, F Delannay : Mater. Sci. & Eng., A273-275 (1999) 475
28. I. Sawai, S. Uchida and E. Kamisaka : Tetsu-to-Hagane, 71 (1985) 1292
29. H. Takechi : Hot and Cold Rolled Sheet Steels, ed. by R. Pradhan and G. Ludkovsky, TMS-AIME, Warrendale, PA (1988) 117-138
30. O. Matsumura, Y. Sakuma and H. Takechi : ISIJ Inter., 27 (1987) 570

31. A. W. McRaynolds : J. Appl. Phys., 20 (1949) 896
32. S. A. Kulin, M. Cohen, and B. L. Averbach : H. Metals, 4 (1952) 661
33. J. R. Patel and M. Cohen : Acta Metall., 1 (1953) 531
34. G. L. Huang, D. K. Matlock, and H. Hato : Metall. Trans. A, 20A (1989) 1239
35. J. M. Marder : "Formable HSLA and Dual-Phase Steels", A. T. Davenport, ed., TMS-AIME, Warrendale, PA (1979) 87
36. J. M. Rigsbee and P. J. VanderArend : "Formable HSLA and Dual-Phase Steels", A. T. Davenport, ed., TMS-AIME, Warrendale, PA (1979) 56
37. N. C. Geol, S. Sangal, and K. Tangri : Meyall. Trans. A, 16A (1985) 2013
38. T. Suzuki, H. Kojima, K. Suzuki, T. Hashimoto, and M. Ichimure : Acta Metall., 25 (1977) 1151
39. K. W. Andrews : J. Iron Steel Inst., 203 (1965) 721
40. R. L. Miller : Trans. ASM. 57 (1964) 892
41. R. L. Miller : Trans. ASM. 57 (1964) 592
42. C. F. Jaczak, J. A. Larson and S. W. Shin : "Retained Austenite and Its Measurements by X-ray Diffraction", SAE, (1980) SP-453, 12
43. Z. Nishiyama : "Martensite Transformation", Maruzen, Tokyo, Japan, (1979) 13
44. R. A. Young : "The Rietveld Method", Oxford univ. press (1993)
45. B.S. Seong, E.J. Shin Y.S. Han : Physica, B350, e467 (2004)