

## 자동차용 열연강판의 개발현황 및 동향

### Trend in Development of Hot-Rolled Steel Sheets for Automotive Application

박 성 호  
S. H. Park



박 성 호  
• 1957년 1월생  
• 포항제철(주) 기술연구소  
박판연구팀  
• 열연강재 개발

#### 1. 서 론

최근 국내의 자동차 생산은 1988년 100만대를 돌파한 이래 1991년에는 약 150만대, 그리고 96년에는 약 370만대로 크게 증가되고 있고, 각 자동차 제조사별 중기계획에 의거하면 2000년도 총 생산대수는 680만여대에 이를 것으로 추정되고 있어 국내산업의 주력업종이 될 것으로 전망되고 있다.

자동차와 관련된 기술개발에 있어 당면한 문제로, 첫째 공해방지와 관련된 배기가스의 규제에 관한 문제를 들 수 있다. 일부 지역에서는 향후 자동차의 판매중 일정한 비율을 배기가스가 없는 자동차(zero emission vehicle, ZEV)로 공급해야 하는 규정까지 마련하고 있다. 두번째는 연비향상의 문제이다. 연비향상은 차세대 자동차 기술개발 계획(pro-

gram for next generation vehicle)에 의거하여 2005년까지 연비를 3배정도 향상시키는 것을 목표로 하고 있다. 세번째로는 안전성의 향상과 관련된 일로서 air bag 설치의 의무화, 제동장치의 전자제어화(ABS 또는 TCS등), 그리고 차세대자동차에 적용될 고안정화 시스템(advanced stability management system)의 개발등이 그것이다.

이와 같이 자동차 업계에 직면한 문제는 자동차에 의한 환경파괴의 방지와 안전성의 향상등 2가지로 요약될 수 있다. 이들 문제를 개선하기 위해서는 i) 소형화, 고강도재, 경량재료로의 치환, ii) engine, 구동계의 효율 향상, iii) tire의 회전저항, 공기저항등 주행저항의 감소등이 요구되며 경량화 기술을 위해서는 i) 소형화, ii) 전륜구동화, iii) 합리적 설계, iv) 경량재료, 고강도재료로의 치환등이 요구된다<sup>1)</sup>. 최근 자동차산업의 발달에 따라 사용되는 소재는 점차 경량, 고기능성을 가진 plastics나 aluminium 등의 적용이 늘어 가고 있으나 아직까지는 전체 중량의 약 70% 이상을 철강재료가 차지하고 있고 이는 철강재료의 고강도, 저가격, 안정된 가공성, 양호한 용접성, 그리고

거의 완전한 재활용성 등의 장점 때문이다<sup>2)</sup>. 본 해설은 자동차용으로 사용되는 열연강판에 대한 요구특성과 이에 따른 개발현황 및 동향을 중심으로 고찰하였다.

## 2. 자동차용 열연강판의 요구특성

### 2.1 고강도

경량재료를 위해서는 열연강판의 고강도화가 필수적이다. 강을 강화시키는 방법으로는 세립화에 의한 강화, 고용체 형성에 의한 강화, 석출에 의한 강화, 변태조직 제어에 의한 강화 및 가공후 발생하는 강화 등을 들 수 있다. 세립강화는 미세립에서 존재하는 많은 수의 결정립계가 전위의 운동을 방해하여 강화되는 것으로, 항복응력과 결정립크기 사이에는 잘 알려진 Hall-Petch<sup>3), 4)</sup> 관계가 성립된다. 세립화에 의한 강화는 강도 및 인성을 동시에 향상시키는 강화방법으로 알려져 있다. 또한 고용체강화는 Fe matrix 중에 고용하는 원소에 의해 격자 strain이 생기고 이에 의해 전위운동에 대한 저항력을 높여 강화시키는 방법이다. 석출강화는 강중에 존재하는 미세한 탄·질화물 등의 석출물에 의해 전위의 이동이 방해되어 발생된다. 이러한 석출물에 의한 강화요인으로는 크게 전위의 이동이 i) 석출물을 자르고 지나가는데 (cutting) 요구되는 energy 증가<sup>5)</sup>, 또는 ii) 석출물의 주위를 돌아가는데 (bowing) 요구되는 energy의 증가<sup>6)</sup>에 의한 것을 들 수 있다. 변태조직 강화는 냉각중에 생성되는 변태생성물의 양 및 분포를 제어함에 의해 강도를 향상시키는 것이다. 끝으로 가공강화는 소재가 가공을 받게 되면 소재 내부에 전위밀도가 증가되고 이에 의해 재료의 전단강도( $\tau$ )가 증가되는 것으로, 즉  $\tau = \tau_0 + \alpha G b \rho^{1/2}$ , 여기서  $\tau_0$ 는 dislocation을 이동시

키는데 필요한 전단강도,  $\alpha$ 는 재료의 structure에 의존하는 상수 (0.3~0.6),  $b$ 는 burger's vector 그리고  $\rho$ 는 전위밀도이다. 일반적으로 가공강화에 의해 강도를 증가시키는 경우, 연성이 크게 저하되므로 수요가 2차가공이 요구되는 용도로는 사용되기 어려운 단점이 있다.

자동차용 열연강판은 사용 용도에 따라 다른 특성이 요구되므로, 단순한 고강도화만은 의미가 없다. 대부분의 경우 열연강판은 부품으로 성형되어 사용되므로 고강도화와 더불어 press 성형으로 대표되는 가공성과 용접성 그리고 화성처리성 등이 우수해야 한다. 강의 고강도화를 추구하는 경우

- i) 성형성 부족(특히 stretching, flanging성 등)
- ii) 형상동결성 부족(고강도 일수록 spring back, 비틀림증가)
- iii) 적정 용접조건 범위 감소(nugget부경화, HAZ부연화 및 전극수명 저하)
- iv) 용접부의 강도변화 및 피로수명
- v) cost effectiveness(gauge down율과 재료 cost up과의 balance) 등

문제가 발생되기 쉬우므로 용도에 맞는 강화방법을 사용하여야 한다.

### 2.2 성형성

자동차용 열연강판은 부품으로 가공시 견딜 수 있는 소재의 성형성을 확보하고 있어야 된다. 특히 근래에 들어 가공공정의 단순화, 생략화 및 고생산성화 등을 위해 단위 가공당 가공량이 많아지고, 가공속도가 증가되는 등 사용조건이 가혹화되고 있으므로 이에 맞는 소재의 성형성 확보는 매우 중요하다. 그러나 같은 강재를 이용하더라도 다양한 부품으로 가공되어 가공정도가 다르고, 또한 각각의 수요가별 가공방법이 다르기 때문에

생산되는 강재의 용도별 요구특성에 맞는 소재성형성 확보가 필요하다. 성형성은 가공의 방법에 따라 달라지는데 판재성형의 경우 가공 mode는 크게 굽힘가공, stretch 가공, flange 가공 및 심가공의 4가지로 구분할 수 있다. 여기에서는 자동차용 강재의 가공중 요구특성 몇가지에 대하여 요약하였다.

### 2.2.1 인장특성

인장시험중 항복점연신율은 Lüders band 또는 stretcher strain으로 알려진 표면주름의 형성과 관련이 있어, 표면품질이 중요한 가공용 강판에 있어 중요한 인자가 된다. 항복점 연신율은 고용 C, N등을 가능한 낮게 관리하거나, 또는 temper rolling등을 실시함으로써 발생을 억제하고 있다. Temper rolling을 실시하면 소재내에 도입되는 mobile dislocation의 수가 증가되어 고용 C, N 등에 의한 dislocation pinning이 일어나더라도 다른 pinning되지 않은 충분한 양의 mobile dislocation이 존재함에 따라 외부응력에 대응한 dislocation moving이 계속 진행될 수 있다. 그러나 이렇게 항복점연신 현상을 억제하여도 상온에서 수개월의 방치기간중 aging이 일어나면서 항복점연신이 다시 발생되는 경우가 많다. 중탄소강과 같이 C양이 많은 경우는 cementite등과 같은 제2상의 양이 크게 증가되므로 고용 C이나 N의 유효 trapping site가 증가되므로 항복점연신 현상이 거의 생기지 않는 특성을 보이게 된다.

또한 가공경화거동은 가공경화지수(strain hardening exponent, n-value)로써 평가되는데, n의 물리적인 의미는 소재가 받는 변형을 분산시키는 능력을 알 수 있다는 것이다. 즉 n-value가 클수록 변형의 분포가 균일해지며 소재의 necking에 대한 저항성이 증대된다. n-value는 인장시험으로부터 손쉽게 구할 수 있으며, 대부분의 소재에서 true

stress ( $\sigma$ )-true strain ( $\epsilon$ ) curve는  $\sigma = k \cdot \epsilon^n$ 으로 근사될 수 있다<sup>7)</sup>.

### 2.2.2 장출성(Stretchability)

Stretch forming의 특성은 부가되는 하중이 biaxial tension으로서 strain gradient가 uniform하기 때문에 비교적 큰 변형을 줄 수 있다. Stretch forming시 균일변형 한계( $\epsilon$ )는 소재의 n-value와 동일할 때 가지이며<sup>8)</sup>, 이는 인장시험의 necking criterion과 일치한다. Biaxial tension의 경우, uniaxial tension시에 일어나는 local necking은 억제되나 diffuse necking을 일으키기 쉬워진다. 그러나 diffuse necking의 경우, 강판의 thinning이 비교적 균일하게 재료전반에 걸쳐 일어나므로 diffuse necking만이 일어나는 경우 성형한계는 매우 증가된다. 소재의 장출성은 인장시험의 n-value,  $\epsilon_u$ (uniform elongation) 및  $\epsilon_t$ (total elongation)과의 상관성이 큰 것으로 밝혀져 있다.

Matsudo등은 stretchability와 인장특성치간의 상관성을 조사하였는데<sup>9)</sup>, 이 결과 stretchability는 소재의 항복강도 및 인장강도와 반비례하며 총연신율과는 비례하는 좋은 상관성을 나타냈으나, notch tensile elongation (NTE, 인장시험편에 V형의 notch를 부가하여 인장시험을 실시할 때 얻어지는 연신율) 및 Lankford value와는 상관성이 매우 적은 것을 알 수 있었다.

### 2.2.3 연신 flange성(stretch flangeability)

Flange가공은 straight flange, shrink flange 및 stretch flange의 3가지로 나눌 수 있다<sup>10)</sup>. Straight flange는 flange를 판에 직각으로 성형하는 것으로 굽힘가공과 같은 변형 mode로 설명될 수 있다. Shrink flange는 flange가 볼록한 계면(convex curva-

ture)를 가질 때 생기는 것으로 flange부에서는 원주방향으로는 압축, 길이방향으로는 인장응력을 받게 된다. Stretch flange는 flange가 오목한 계면(concave curvature)을 가질 때 생기는데 flange내 소재는 크기가 다른 2축 인장을 받게 되며, flange부는,  $\epsilon_1 > \epsilon_2$ 의, 여기서  $\epsilon_1$ 는 원주방향으로의 인장 strain,  $\epsilon_2$ 는 가공방향으로의 strain, 변형을 받게 된다.  $\epsilon_1$ 은 flange 단부로 가면서 증가되므로 단부에서 가공 crack이 발생하기 쉬워진다. 더우기 열연강판에 있어서는 flange hole을 piercing 또는 punching가공을 한 상태 그대로 stretch flanging을 하기 때문에 flange 단부에 microcrack과 가공경화 영역이 국부적으로 편중되게 되고 따라서 이러한 flange 단부에서의 국부변형능이 소재 전체 성형성을 좌우하게 된다<sup>11)</sup>.

연신 flange성을 평가하는 대표적인 시험 방법으로 hole expansion 시험이 있다. 이는 일정한 직경의 hole을 punching한 후 원추형공구를 사용하여 확관시키면서 crack이 발생되어 이것이 시편의 두께방향을 관통할 때까지 얻을 수 있는 직경증가 정도(hole expansion ratio, HER or  $\lambda$ )를 평가하는 것이다.

$$HER (\lambda) = \frac{(d-d_0)}{d_0} \times 100 \quad (1)$$

여기서  $d_0$ 는 초기 hole 지름이며,  $d$ 는 crack 발생후 hole 지름이다. 연신 flange성은 국부변형능에 의존하는 특성이 있는데, 즉 연신 flange성은 인장시험의 국부연신을 또는 NTE와 좋은 상관성을 나타낸다.

### 2.2.4 Forming Limit

강판의 press성형은 stretching, bending 그리고 drawing등이 복합적으로 작용하므로, 소재의 press 가공성을 평가하기 위해

주어진 여러가지 변형 mode에서의 한계변형량을 파악하는 것이 매우 중요하게 되었다. 한계변형량은 Keeler<sup>12)</sup>와 Goodwin<sup>13)</sup>에 의해 도입된 성형한계선(Forming Limit Diagram, FLD or Forming Limit Curve, FLC)으로 잘 나타내진다. 이 FLD는 판재 평면상에서 존재 가능한 모든 변형상태의 결합범위 내에서 local necking의 시작을 나타내는 변형상태를 주변형을 좌표 ( $\epsilon_1 - \epsilon_2$ )상에 표시한 것이다. 성형한계에 영향을 미치는 재료정수로 가공경화지수(n), 변형율속도 의존지수(m), Lankford value(r)등이 종래부터 이용되어 왔으며, 최근에는 재료의 내부결함(void 등) 및 표면거칠기 등의 미시적 성질이 주목을 받고 있다.

$\epsilon_1$  axis를 intercept하는 값(FLD<sub>0</sub>)은 소재의 두께와 가공경화지수의 함수로, n값이 크면 변형분포가 균일하게 되고 necking의 발생이 늦으므로 FLD<sub>0</sub>가 증가되고, 소재가 두꺼워질수록 넓은 neck를 형성하여 neck내의 대부분 요소가 한계변형에 도달하기 전까지는 파괴되지 않아 성형한계가 증가된다. 또한 재료의 내부결함이나 비금속개재물 등이 존재하면 성형한계가 낮아지고<sup>14)</sup>, 표면이 거칠수록 성형한계가 저하된다고 보고하고 있다<sup>15)</sup>.

### 2.3 용접성

일반적인 강재의 용접성을 평가하는 기준으로 용접균열 감수성 지수(P<sub>cm</sub>)나 탄소당량(C<sub>eq</sub>)등이 사용되고 있으며 다음과 같이 계산된다.

$$P_{cm} = C + Si/30 + (Mn + Cu + Cr)/20 + Ni/60 + Mo/15 + V/10 + 5B \quad (2)$$

$$C_{eq} = C + Mn/6 + Si/24 + Ni/40 + Cr/5 + Mo/4 + V/14 \quad (3)$$

자동차용 강재에서 주로 실시되는 용접방법으로는 spot welding, flash butt welding, arc welding 등이 있다. 예를 들어, wheel rim은 forming후 flash butt welding에 의해 제조되는데 이때 용접후 가공시 용접계면 cracking과 HAZ부의 necking 등이 문제로 된다. 이러한 cracking과 necking은 각각  $F_{eq}$ 와  $\Delta TS$ 등으로 개략적인 평가가 가능한데 즉,

$$F_{eq} = (C - 0.03)(Si)^2 + (Mn/10)^2 + (4Al)^2 + (1.5Cr)^2 \quad (4)$$

$$\Delta TS = TS(BM) - 52(C + Mn/5 + Si/7 + Cr/9 + V/2) + 30 \quad (5)$$

여기서  $TS(BM)$ 은 base metal의 인장강도이다. 이 평가기준은 주로 50~60kg/mm<sup>2</sup> 정도의 인장강도를 갖는 강종에 비교적 잘 맞는 것으로 보고되고 있다<sup>16)</sup>.

Wheel rim과 disk의 결합을 위해서는 spot welding이 주로 사용되는데, 이때 용접전류를 증가시킴에 따라 nugget경과 전단 인장강도가 서서히 증가하다가 포화한다. Nugget부에서 발생하는 fracture는  $C + Si/30 + Mn/20 + 2P + 4S \leq 0.24$ 와 같은 화학성분 범위내에 있으면 방지할 수 있다고 한다<sup>16)</sup>. 또한 강재의 강도가 증가함에 따라 최적전류 범위는 좁아지며 전극 가압력과 전극경을 크게하면 적정 용접전류 범위가 넓어진다. Spot weldability를 평가하는 방법으로 용접부 전단 인장강도(tensile shear strength, TSS) 및 용접부 +자 인장강도(cross tensile strength, CTS)가 주로 사용되는데 이 값들은 nugget부의 조직 및 강도와 밀접한 관계가 있다.

이외에도 자동차의 제작 공정중에는 CO<sub>2</sub> 용접, TIG 용접등이 사용되는데 이같은 arc

용접의 경우는 특히 용접 입열량이 많으므로 강판의 변형이나 HAZ부의 연화등을 고려하여야 한다.

## 2.4 내 피로성

일반적으로 강의 피로시험시 피로한은 재료의 인장강도와 밀접한 관계를 갖는데 피로한( $\sigma_f$ )은  $\sigma_f = \beta \cdot \sigma_T$ ( $\sigma_T$ 는 재료의 인장강도)으로 표현될 수 있고<sup>17)</sup> 이때  $\beta$ 는 0.4~0.6사이의 값을 갖는다고 알려져 있다. 또한 피로한이  $\sigma_f$ 인 ferrite-pearlite강을 어떠한 강화기구에 의해 인장강도를  $\Delta\sigma_T$ 만큼 향상시킨 경우 피로강도의 상승분은  $\Delta\sigma_f = A \cdot \Delta\sigma_T$ 로 나타낼 수 있다. 이때 A는 강화기구에 의존하는 상수로 석출강화, 고용강화 및 pearlite강화의 경우에 따라 각각 0.97, 0.91 및 0.21이 되며 복수의 강화방법이 복합적으로 사용되는 경우는  $\Delta\sigma_f = \sum A(i) \cdot \Delta\sigma_T(i)$ 로 표현이 가능하다고 보고되어 있어<sup>18)</sup> 피로강도의 인장강도 의존성 및 조직의존성을 알 수 있다. 55~60kg/mm<sup>2</sup> 정도의 인장강도를 갖는 강에서 피로수명 ( $N_f$ )은  $N_f = TS \times t_b^{2.6-3.8}$ 로 표현될 수 있고<sup>16)</sup>, 따라서 모재의 인장강도가 클수록 disk의 두께(T)가 클수록 피로수명은 증가한다. 38kg/mm<sup>2</sup>급의 자동차 구조용 열연강재를 55kg/mm<sup>2</sup>으로 대체하는 경우 두께감소 효과는 약 10~15%, 60kg/mm<sup>2</sup>급으로 대체하는 경우는 약 13~19%에 달한다.

### 2.4.1 Strain Controlled Fatigue

반복응력에 의한 피로수명이 대략 10<sup>5</sup>회 이내가 되는 경우에 대한 시험시 주로 사용되는 방법으로 low cycle fatigue 또는 low endurance fatigue라고 한다. 약 1.0%이내의 반복 strain amplitude( $\Delta\epsilon_f/2$ )를 사용하여 피로특성을 구하는데 이때  $\Delta\epsilon_f \cdot N^m = C$ 의 관계가 성립한다. 여기서  $\Delta\epsilon_f$ 는 total strain

range, N은 파괴시 까지의 cycle수, C 및 m은 재료상수이다. 또한 전체 strain amplitude는 소성 strain amplitude( $\Delta\epsilon_p$ )와 탄성 strain amplitude ( $\Delta\epsilon_e$ )로 나눌 수 있고 각각의 strain에 대해서도 피로수명과는 위와 같은 관계식이 성립한다. 이러한 시험조건 하에서는 재료의 연신율이 좋은 경우 피로수명이 증가하는 것으로 알려져 있다.

### 2.4.2 Stress Controlled Fatigue

長江 등<sup>19)</sup>은 인장피로 시험과 굽힘피로 시험에서 재질과 피로한의 상관성을 조사한 결과

$$\Delta\sigma_{11} = 0.022 \cdot (\sigma_T)^{1.04} \cdot (t)^{-0.03} \cdot (YR)^{0.5} \cdot (EI)^{0.36} \quad (6)$$

$$\Delta\sigma_{16} = 0.078 \cdot (\sigma_T)^{1.15} \cdot (t)^{-0.14} \cdot (YR)^{0.49} \cdot (EI)^{0.46} \quad (7)$$

여기서  $\Delta\sigma_{11}$ ,  $\Delta\sigma_{16}$ 는 각각 인장 및 굽힘시험시의 피로한,  $\sigma_T$ 는 인장강도, t는 판두께, YR은 yield ratio 그리고 EI은 모재의 연신율이다.

## 3. 자동차용 열연 강판

자동차용 열연 강판은 다음과 같이 분류할 수 있다.

### a) Ferrite-pearlite 강

- (i) 고용강화형 : Si, Mn등 첨가
- (ii) 석출강화형 : Nb, Ti, V등 첨가

### b) Dual phase 강

- (i) 고합금 고온권취형 : Si, Mn, Cr, Mo 등 첨가
- (ii) 저합금 저온권취형 : Si, Mn등 첨가

### c) Bainite 강

- (i) 균일 조직강화형 : AF+B(Mn, Cr,

Mo, B등 첨가)

- (ii) 균일 조직강화+석출강화형 : AF+B(Mn, Cr, Mo, B+Nb, Ti, V등의 복합 첨가)

- (iii) 복합 조직 강화형(triple phase) : AF+B+P 또는 AF+B+ $\alpha'$

d) TRIP 강 : Si, Mn, Al등 첨가

e) Quenching-tempering(Q/T) 강 : Cr, Mo, B등 첨가

f) 고 내식성 강 : Cu, P등 첨가

여기서 AF, B, P 및  $\alpha'$ 는 각각 acicular ferrite, bainite, pearlite 및 martensite를 의미한다.

## 3.1 Ferrite-pearlite 강

Ferrite matrix에 pearlite가 약 25% 이하가 함유되어 있는 강으로서 JIS규격의 자동차 구조용 열연강판(SAPH)과 자동차용 가공성 열연 고장력 강판(SPFH)등 현재로는 가장 일반적으로 상용화되어 있는 규격의 강재에 적용되고 있다. Ferrite-pearlite 강의 강도는 대부분 화학성분에 의해 결정되고 일부 열연조건의 영향을 받는다<sup>20)</sup>. 탄소량의 증가에 따라 pearlite 체적율이 증가되므로 강도는 상승하나 연성은 저하되며, 여기에 Mn과 Si등을 첨가함에 의해 인장강도가 약 50kg/mm<sup>2</sup> 이내의 강도를 요구하는 SAPH 강의 제조를 위하여 주로 사용된다. 50kg/mm<sup>2</sup> 이상의 고강도강(SPFH)을 제조하기 위해서는 석출강화 원소인 Nb, Ti, V등을 첨가한 소위 HSLA강을 제조하는 경우가 많다. 비교적 우수한 인성을 보이고 있으나 석출강화를 이용하는 경우에는 항복비가 높아지는 단점이 있으며 특히 고장력 열연강재의 주 가공특성인 연신 flange성(hole expansion ratio)이 좋지 않다<sup>21)</sup>.

### 3.2 Dual phase 강

Dual phase(DP) 강은 ferrite matrix에 약 10~20%의 martensite ( $\alpha'$ )를 함유한 강으로 1970년대 중반 일본과 미국에서 각각 시작되었다<sup>22)~25)</sup>. 이러한 DP강은 Si과 Mn 등을 첨가하여 저온(250℃ 이하)에서 권취를 행하거나, 또는 Cr등 hardenability를 증가시키는 원소를 첨가하고 고온(500℃ 이상)에서 권취를 행하여 제조하는 두가지 방법이 이용되고 있다. 이때 Si은 polygonal ferrite의 생성을 가속하고, ferrite내 carbon의 activity를 증가시켜 형성된 ferrite( $\alpha$ )를 purify시키며 조기 2상분리(early phase separation)를 현저히 촉진시켜 미변태 austenite상에 carbon을 농축시키므로 소입성을 향상하고 이후 냉각에 의해 미변태 austenite가 martensite로 변태하도록 한다. Mn은  $\gamma \rightarrow \alpha$  변태온도를 저하시키므로 pearlite 변태는 억제할 수 있으나 고온서 충분한 ferrite를 얻기 어려워 미변태 austenite로의 충분한 alloying element partitioning(enrichment)을 생기지 않게 하므로  $\gamma \rightarrow \alpha'$  변태가 생기기 어렵게 한다. 그러나 Mn양을 너무 감소시키면 열간압연후 ROT 상에서 pearlite 변태를 일으키므로 보통 dual phase강에서는 약 1.5%의 Mn을 첨가하는 것이 일반적이다.

이러한 Dual phase 강의 특성은

- a) 연속항복 거동(continuous yielding behaviour) : Martensite 변태시 발생되는 volume expansion에 의해 ferrite 계면 근방에 2~4%의 소성변형을 일으키고, 이에 따라 mobile dislocation의 밀도를 높인다. 따라서 약간의 외부응력에 의해 쉽게 항복이 되고 또한 이러한 소성거동이 동시에 시편의 여러곳에 걸쳐 생기므로 불연속 항복

(discontinuous yielding)이 억제된다.

- b) 낮은 항복강도와 높은 work hardening rate : 고강도 dual phase강은 보통 0.2% offset을 기준으로 하여 35~40kg/mm<sup>2</sup> 정도의 항복응력을 보인다. 또한 인장시험시 가공경화량이 크므로 우수한 성형성을 나타내게 된다.
- c) 높은 TSXEL치 : 균일연신을 및 총연신율이 높으므로 강도-연성 combination이 우수하다. 일반 DP강은 인장강도는 60kg/mm<sup>2</sup> 정도에서 연신율이 30%이상의 고연성을 보인다.
- d) 낮은 hole expansion rate : Punch에 의한 hole제조시 ferrite와 martensite의 계면에 microcrack이 발생하고 이후 2차가공중 쉽게 crack으로 발전하므로 연신 flange성이 낮다.
- e) 고강도 및 저 yield ratio(YR) : 인장강도는 60kg/mm<sup>2</sup> 이상 정도이고 yield ratio(YR)가 55%까지 낮은 값을 나타낸다.

이러한 DP강은 자동차용 가공성 열연 고장력강판중 저항복비를 규정하는 강종인 SPFH강의 Y grade 강재(예를 들면, SPFH 540/590Y강 등)를 제조하는데 주로 이용된다.

### 3.3 Bainite 강

Bainite 강은 C-Mn계를 기본 성분계로 하며 조직 제어를 위해 Cr, Mo, B등을 첨가한다. Bainite 강은 TS 80kg/mm<sup>2</sup> 이상의 고강도를 쉽게 얻을 수 있고 YR도 0.7~0.8로 ferrite-pearlite 강에 비해 우수하나 연성이 좋지 않은 문제가 있다. 이같은 bainite강의 제조시 인성이 나쁜 상부 bainite를 억제하기 위해 C을 낮추고(0.02% 정도) Mo, B등을 첨가하여 bainite역을 확장시키고 열간

압연후 빠른 냉각속도로 Bs 온도이하까지 냉각시킨후 권취하여 제조한다.

또한 ferrite+martensite의 조직을 갖는 DP강은 연신 flange성이 떨어지는데 이때 hard phase인 martensite를 bainite로 치환함에 의해 강도는 일부 저하되나 연신 flange성은 크게 개선할 수 있음이 보고되었고 이에 따라 ferrite+bainite계 복합조직강도 개발된 바 있다<sup>26), 27)</sup>. 또한 triphase강 (ferrite+martensite+bainite)도 개발되어 고강도 고성형성 강판으로 사용되고 있다. 이와 같이 dual phase강 대신에 F+B 복합조직강이나 triphase강의 개발에 노력을 기울인 이유는 dual phase강이

- i) 생산 cost가 비싸고,
- ii) 용접시 HAZ의 연화에 의해 가공 crack이 발생하는등 용접성이 불량하고,
- iii) hole expansion이나 hole tension과 같은 성형성이 불량하기 때문이다.

이렇게 개발된 bainite계 강종은 DP강의 저항복비, 연속항복 등의 장점과 ferrite+bainite 복합조직의 우수한 연신 flange성을 겸비한 강으로 알려져 있다. 또한 triphase강은 ferrite를 matrix로 하고 10~20%의 bainite 및 3~5%의 martensite를 함유한 조직을 가지고 있어 위에서 말한 장점외에 피로수명 등에서도 DP강보다 우수한 결과를 나타내고 있다<sup>28)</sup>.

### 3.4 TRIP 강

철강소재는 Ms 온도(가공을 받을때 martensite가 생성하기 시작하는 온도) 이하에서 austenite를 가공하면 martensite로 변태가 생긴다. 이같이 가공에 의해 변태가 유발하는 현상을 가공유기변태(strain induced transformation), 이때 큰 소성을 보이는 경우가

있는데 이것을 변태유기소성(transformation induced plasticity, TRIP)이라고 한다. 1967년 Zackay등은 처음으로 변태유기 소성을 이용해서 극히 인성이 좋은 강을 개발하려고 시도했다<sup>29)</sup>. 이때 변태유기 소성과 ausforming에 의한 강화처리를 병행함으로써 얻어진 강은 약 200kg/mm<sup>2</sup> 정도의 강도와 25~30%의 연신율을 나타내는 극히 강인한 강이었다. 이러한 TRIP강은 잔류 austenite가 많으므로 저온취성이 일어나기 어려울 것으로 생각되어 저온용 압력용기 재료로서 사용될 수 있으며, 또한 내식성도 좋아 응력부식 crack과 수소 crack이 생기기 어려워 화학기계장치와 해양개발용의 잠수정, 구조물등의 구조용재료로서도 주목되었다(예를 들면 9Cr-8Ni-4Mo-2Mn-2Si-0.3C강). 이 강은 Md온도 이상에서 강한 deform을 줌으로서 austenite의 metastability를 증가시켜 이후 사용온도 (Ms와 Md사이)에서 적은 가공에 의해서도 austenite가 martensite로 strain induced transformation 하도록 한 것이다.

이러한 TRIP 현상을 나타내는 강을 제조할 때 고려해야 할 사항으로는

- i) 화학성분을 Md점이 상온 이상이 되도록 하고,
- ii) 열간 압연후 잔류 austenite ( $\gamma_R$ )의 stability를 향상시키고,
- iii) 이후 변형시 austenite가 martensite로 변태하면서 고 인성화 하도록 설계하여야 한다.

냉연강판의 경우는 연속냉각을 행한 후 overaging처리에 의해, 또 열연강판의 경우는 압연온도 및 냉각제어에 의해 잔류 austenite를 함유하는 강을 생산할 수 있다. 근래에 들어 생산되기 시작한 저합금계 TRIP강은 종래에 제조되던 고 합금강이 아닌 일반적인



조성을 갖는 탄소강을 0.2~0.4% C, 1.5~2.5% Si 및 1.5~2.5% Mn의 성분계로 하여 적절한 열간압연 및 냉각제어에 의해 제조되는 것으로 1980년대 후반에 이르러 일본에서 시작되어 개발이 지속적으로 추진되어 왔으며 현재에는 실 생산에도 적용하고 있다.

3.4.1 저합금계 TRIP강의 특성

Tsukatani 등은<sup>30)</sup> 0.2% C강에 1.0~2.0% Si, 1.0~2.0% Mn을 첨가한 강을 진공용해한 후 압연마무리를 800℃, 이후 소정온도(700~760℃)까지 공냉후 수냉에 의해 400℃까지 냉각후 이후 서냉을 실시하였다. 이렇게 제조된 강을 인장시험, hole expansion 시험, 조직관찰 및 X-ray에 의한  $\gamma_R$  양을 측정함으로써 Si와 Mn의 영향을 복합적으로 정리한 map을 작성하였다. 이 결과에 의하면 1.0% Mn level에서는 고Si(2.0%)강에서도  $\gamma_R$  양이 매우 적었으며, 1.5~2.0% Mn에서

도 1.0% Si인 경우는  $\gamma_R$  양이 적고 Si이 1.5~2.0%로 증가함에 따라  $\gamma_R$  양은 급증한다. Mn 첨가에 따른 강도상승은 Si 첨가에 의한 것보다 약간 크며, Si 및 Mn 첨가량을 증가하면 TS는 상승하나 YS는 감소한다. EI 및 TS  $\times$  EI은  $\gamma_R$  양과 비교적 양호한 상관관계가 있고 가장 다량의  $\gamma_R$ 가 존재하는 2.0% Si-1.5% Mn강에서 최대의 TS  $\times$  EI을 보임을 알 수 있었다(그림 1). 이에 따라 기본 TRIP계의 강종은 0.2% C-1.5~2.0% Si-1.5% Mn계가 주종을 이루게 되었다.

Sugimoto 등은<sup>31)</sup> Si 및 Mn을 1.0~2.5%에서 변화시킨 강재를 이상역 소둔+austemper 처리를 실시하였다. 이렇게 제조한 강의 제2상(bainite +  $\gamma_R$ )이 연결상(TDP1)인 경우와 미세침상형(TDP3)인 경우로 구분하고, austenite역 소둔+austemper 처리에 의해 bainite +  $\gamma_R$ 로 만든 TRIP형 bainite강

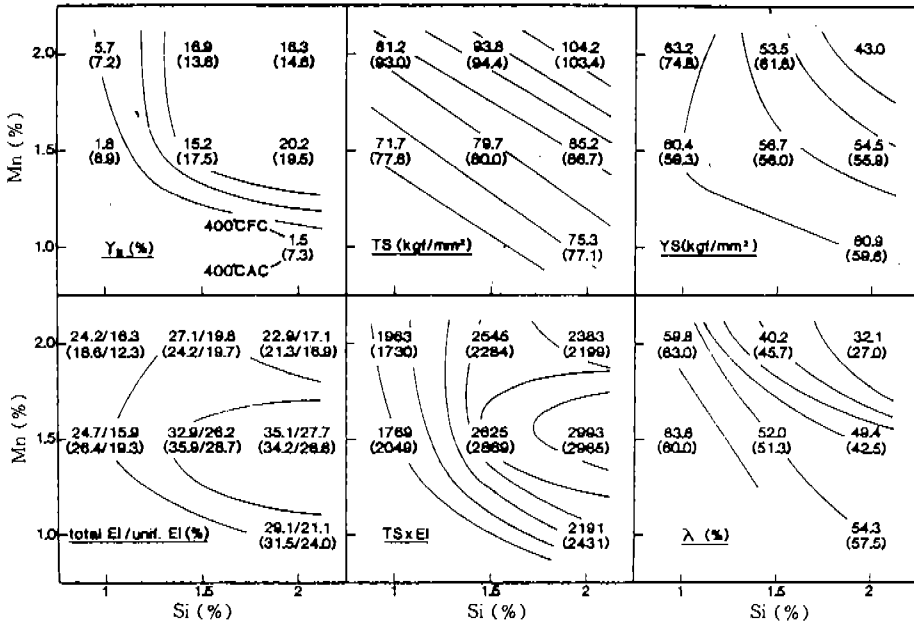


그림 1 Si와 Mn양의 변화에 따른 재질 및 잔류 austenite의 변화 map (수냉개시온도 : 740℃, 권취온도 : 400℃)<sup>30)</sup>

(TB강), 그리고 비교재(0.25%Si-1.7%Mn 강)를 열처리에 의해 ferrite+martensite 복합조직강(MDP강), ferrite+bainite 복합조직강(BDP강), 그리고 bainite 단상강(B강)으로 구분하여 가공성을 서로 비교하였다. 그림2에서 보인 바와 같이 hole expansion과 dome height에서 TDP3가 가장 우수한 결과가 얻어졌다. 장출성은  $\gamma_R$ 의 가공유기 변태에 의해 고strain역에서 가공경화율이 높고 계면에서의 균열발생이 적기 때문으로 설명되며, 우수한 연신flange성은 제2상과 모상의 강도비가 적고,  $\gamma_R$ 가 국부 응력 집중을 완화하여 void의 생성을 억제하기 때문으로 설명된다. TB강은 bainite 단상에 의

한 높은 극한 변형능과 strain induced transformation에 의해 void가 생성되기 어려워 연신 flange성이 우수하였다.

또한 press가공성에 있어서도 일반적으로 잔류 austenite강은 어떤 변형양식에서도 45kg/mm<sup>2</sup>급 P첨가 Al-killed 강보다도 우수한 변형능을 갖는다고 한다. 이와 함께 잔류 austenite강의 한계 drawing ratio는 2.1로 높고 연강수준으로 알려져 있다. 이같은 잔류 austenite강의 우수한 성형성은 strain의 증가에 따라 n값이 증가하는 특이한 가공경화 거동에 기인하는 것이다<sup>32</sup>. Hole expansion ratio, bending성 ( $R_{min}$ ) 및 장출높이 (H)는  $\gamma_R$ 양이 15~20% 범위까지에서는  $\gamma_R$ 양 증가에 따라 향상되나  $\gamma_R$ 양이 그이상이 되면 급격히 열화한다. 이같이 고 $\gamma_R$ 역에서의 급격한 재질열화는 잔류 austenite가 많이 존재하는 경우  $\gamma$ 에의 C농축이 불충분하기 때문에 잔류 austenite가 불안정하기 때문이다. 따라서  $\gamma_R$ 양은 10~20%의 범위가 가공에 대한 안정성의 면에서 적정하다고 할 수 있다<sup>33</sup>.

### 3.4.2 저합금계 TRIP강의 제조방법

0.2%C-1.5%Si-1.7%Mn(P: 0.015%, S: 0.002%, T.Al: 0.015%, N: 0.0030%, Ca: 0.0040%)의 강을 사용하여 후몰재는 저온에서 마무리압연을 행하여  $\alpha$ 변태를 촉진시키고, 박몰재는 조업상 저온 압연마무리가 곤란하므로 고온압연, 냉각제어에 의해  $\alpha$ 변태를 촉진시켰다. 권취는 martensite의 생성을 억제하기 위해 Ms점 직상에서 실시하였다. 이렇게 하여 판두께 1.4~6.0mm, 폭 614~1230mm의 고장력 TRIP강판을 최초로 생산한 예가 보고되어 있다<sup>34</sup>. 이 강재는 인장강도가 80kg/mm<sup>2</sup>, 연신율이 30%가 넘어서는 우수한 재질특성을 보였으며, 성형성, 피로특성 및 용접성 등에 대한 평가 결과 대

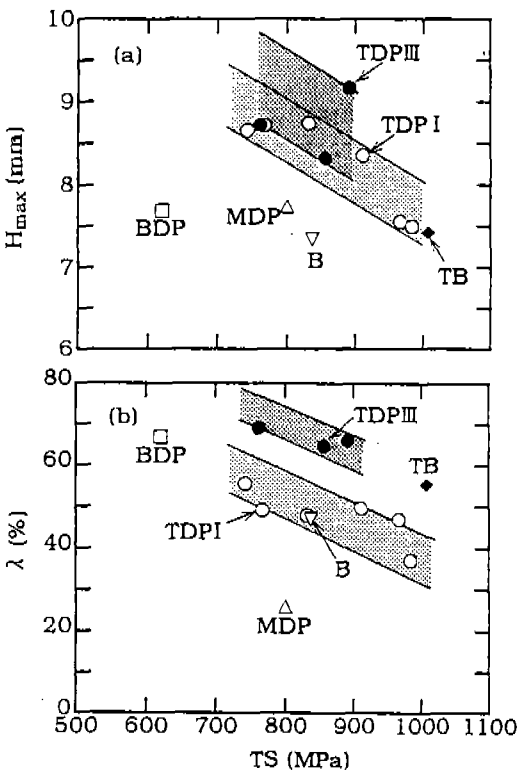


그림 2 고강도강의 종류별 인장강도에 따른 최대 dome height (a)와 hole expansion ratio (b)의 변화<sup>31)</sup>

부분 우수하다는 평가가 얻어졌다.

Si 대신에 같은 ferrite former인 Al을 사용하여 TRIP강을 개발한 결과도 보고되어 있는데, 표1에 보인 바와 같이 강도는 Si계가 우수하나, 가공성은 Al계가 우수함을 알 수 있다. 이 이유는 Al양의 증가에 따라 martensite변태가 억제되고 또한  $A_{cm}$ 선(pearlite가 생성되는 선)이 고탄소 쪽으로 이동해 pearlite변태를 억제하기 때문이라고 생각된다. 또한 Si계에서 강도가 우수한 이유는 Si계에서는 미세한 탄화물이 석출한 경질인 bainite가 생성하기 쉽기 때문이라고 설명하고 있다<sup>35)</sup>.

0.2%C-2.0%Si-1.5%Mn강을 압연마무리를 800°C에서 실시하고, 수냉개시온도 ( $T_q$ , 720°C)까지 서냉한 다음 급냉에 의해 450~350°C로 냉각한 후 권취를 실시하였다. 이때 인장강도는 82kg/mm<sup>2</sup>, 연신을 35% 이상 정도의 우수한 재질을 나타내고 있으며, 길이 방향 및 폭방향으로의 재질편차도 그다지 크지 않음을 알 수 있었다. 이렇게 생산된 잔류 austenite강의 재질특성을 자동차 wheel용 780MPa급 ferrite+bainite 복합조직강과 비교하여 보면, 잔류 austenite강에서는 상당히 우수한 연성 및 장출성형성을 보이고 있으나 국부성형성이나 굽힘성등에서는 약간 떨어지는 경향이 관찰되므로<sup>36)</sup>, TRIP강의 적용에 있어서 적합한 용도의 개발과 가공방법의 적정화등이 필요할 것으로 판단된다.

이와 함께 저자등은 기존의 TRIP계에 석출강화를 이용하여 강도-연성을 더욱 향상시킨 강재를 개발한 바 있다. 즉 0.2%C-2.0%

Si-1.5%Mn강에 Nb첨가형 및 Cu첨가형의 두종의 강종에서 기존의 TRIP계보다 강도가 우수하며 연성도 거의 동등한 강재의 제조기술을 정립하였다<sup>37)</sup>. 이렇게 개발된 강재의 강도-연성치를 기존강재와 비교하여 그림3에 보인다. 본 강종은 특히 고강도에서 우수한 연성을 나타내고 있음을 알 수 있고, 최대 인장강도 105kg/mm<sup>2</sup>, 연신을 26% 정도를 확보할 수 있었다. 이와 같이 TRIP계 강재는 강도-연성면에서 현재까지 보였던 철강소재 중 거의 최고의 재질특성을 나타내므로 향후 활용이 매우 높은 강재로 발전할 가능성이 매우 크다. 그러나 아직까지는 상용생산을 위해서는 표면품질, 실수율 및 재질안정도의 향상 등을 이루어야 하며, 또한 수요가도 고강도강재의 사용을 위한 설계변경 및 가공기술의 개발등이 필요하다.

### 3.5 Quenching-tempering 강

측면 충돌시의 탑승자 보호를 목적으로 door 내부에 impact beam이 설치되어 있는데 이 impact beam은 무엇보다도 고강도가 요구되며 양호한 굽힘특성이 요구된다. 최대 굽힘하중은 항복 및 인장강도의 증가에 따라 직선적으로 증가하고 있다<sup>38), 39)</sup>. 따라서 강도의 확보가 가장 중요하며 이를 위해 고온가열-수냉으로 martensite 조직을 만든후 tempering하여 사용한다. 주로 pipe 형태로 제조되는 이강은 Cr, B등을 첨가하여 hardenability를 높이고 제관후 Q/T 처리에 의해 인장강도 100~150kg/mm<sup>2</sup> 정도의 고강도를 보이게 된다<sup>40), 41)</sup>. 또한 회전주행시 차체의

표 1 Si첨가계 및 Al첨가계 열연 TRIP강의 성분 및 재질특성

	C	Si	Mn	Al	N	TS(MPa)	El(%)	HER(%)
Si 강	0.21	2.10	1.52	0.02	0.0032	778	31.6	42
Al 강	0.22	0.01	1.49	2.02	0.0041	559	41.4	74

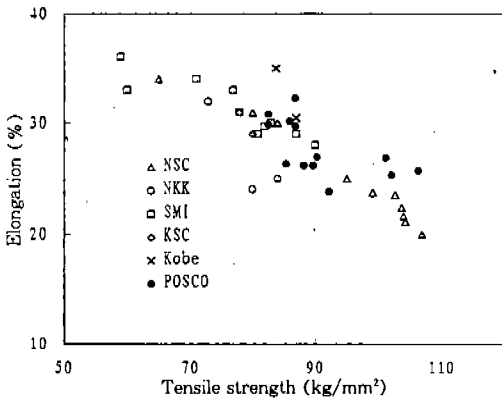


그림 3 개발된 열연 TRIP강의 강도-연성치의 비교

과도한 경사율 방지함으로서 차체의 안정성을 증가시키고, 고속주행시 자동차의 안정성을 향상시키기 위해 양쪽의 현가장치 사이에 부착되는 stabilizer도 Q/T형 강재를 사용하고 있다. 본 강재는 door impact beam과 같은 고강도의 특성외에, pipe로 성형후 가공하여 사용하므로 우수한 가공성과 더불어 반복하중하에서 사용되므로 높은 피로특성등이 동시에 요구된다.

### 3.6 고 내식성 강

일반적인 내식성 강판으로는 0.25~0.55% Cu, 0.07~0.15%P를 함유하여 제조하고 있는데 성형성, 용접성이 나쁘므로 주로 교량 등의 구조용 재료로 사용한다. Door chassis 등에서도 일반강판에 Zn도금을 실시하여 사용하여 왔으나 성형, 용접시 도금층이 벗겨져 충분한 내식성이 발휘되지 않는다. 따라서 0.15~0.35%Cu, 0.03~0.05%P를 첨가한 강을 제어압연하여 성형성을 향상시킨 자동차용 강을 개발하였다. 또한 suspension arm등과 같은 부품제조시 arc 용접을 하는 경우 입열에 의해 비점이 낮은 Zn이 기포로 되어 용접 bead내에 남아 blow hole 등이

발생되므로 Zn도금 강판이 적용되기가 곤란하다. 이경우 강중 C을 저감하여 청정화 함으로 녹 발생을 억제하고 P, Cu등을 미량 첨가함에 의해 강 모재와 녹 사이에 amorphous rust layer를 형성시켜 더 이상의 산화를 방지할 수 있다.

이러한 방법으로 TS 45kg/mm<sup>2</sup>급 ultra low carbon강이 개발되었고 이 강은 내식성 뿐만 아니라 상온 가공성도 좋다. 예를 들어 0.003% C-0.26% Si-1.26% Mn-0.07% P-0.30% Cu의 조성을 갖도록 하여 P에 의한 고용강화 및 ε-Cu상의 석출에 의한 석출 강화에 의해 피로 수명도 향상시키며 내식성도 우수한 강을 제조할 수 있다<sup>42), 43)</sup>.

### 4. 결 론

자동차용 열연강판은 그 용도에 따라 매우 다양한 제품특성이 요구되고 있다. 즉 고강도 및 고가공성, 우수한 피로특성, 용접성 및 내식성등이 요구되고 있다. 이중에서도 고강도화는 향후 자동차의 경량화와 더불어 안전성을 동시에 확보하기 위해 매우 필요한 기술이다. 고강도화에 가장 많은 노력이 이루어졌던 wheel용 강재의 경우, 기존에는 60kg급 강재가 주종을 이루었으나, 일본등에서는 80kg급 강재의 시험생산 및 실차 test가 진행되는 등 소재공급사와 자동차제조사와의 공동노력에 의해 많은 기술개발이 이루어져 왔다<sup>44)</sup>. 더우기 96년 6월 일본철강연맹 규격에는 자동차용 열간압연 강판으로 80kg급 강재가 등록이 됨으로서 향후 고강도강의 수요가 크게 증가될 전망이다. 또한 근래 상용화가 활발하게 진행되고 있는 열연 TRIP강의 경우 기존의 개념을 넘어서는 고강도 및 고연성, 우수한 가공성과 더불어 우수한 피로특성을 보이고 있어 향후 동 소재의 사용

확대가 크게 기대되고 있다. 그러나 이러한 좋은 철강소재의 개발과 이의 적용은 강재 제조기술과 더불어 이의 적정 가공기술 그리고 독자적인 설계기술등이 연계되어야만 비로서 이루어 질 수 있다. 이를 위해 소재공급사와 자동차제조사간에 지속적인 기술개발을 위한 공동노력이 이루어져야 되리라 생각된다.

### 참 고 문 헌

1. 大橋正昭, 鐵と鋼, Vol. 68, No. 9, p. 1136, 1982.
2. 大橋正昭, 鐵鋼界, Vol. 10, p. 31, 1983.
3. E. O. Hall, Proc. Phys. Soc. London, Vol. 643, p. 747, 1951.
4. N. J. Petch, JISI, Vol. 173, p. 25, 1953.
5. A. Kelly and R. B. Nicholson, "Progress in Materials Science", Vol. 10, Pergamon Press, New York, 1963.
6. E. Orowan, "Symposium in Internal Stress", Inst. Met., London, p. 451, 1947.
7. G. E. Dieter, "Mechanical Metallurgy", McGraw Hill Book Co., p. 340, 1961.
8. 西田捻, "西山記念技術講座", 日本鐵鋼協會, 第74回, p. 36, 1981.
9. 松藤和雄 et. al., 日本鋼管技報, Vol. 61, p. 333, 1973.
10. 박성호, 주용용, 大韓金屬學會會報, Vol. 7, No. 2, p. 145, 1994.
11. 尺保寺治郎, 日本鋼管技報, Vol. 56, p. 225, 1972.
12. S. P. Keeler, Sheet Metal Industries, Vol. 42, p. 683, 1965.
13. G. M. Goodwin, La Metall. Italiana, Vol. 8, p. 767, 1968.
14. A. Needleman and N. Triantafyllidis, J. Eng. Mater. Tech. Trans., Vol. 100, p. 164, 1978.
15. 山口克彦, 西村信吾, 塑性と加工, Vol. 21, p. 909, 1980.
16. H. Takechi et. al., Nippon Steel Tech. Rep., No. 30, p. 1, 1986.
17. N. E. Frost, K. J. Marsh and L. P. Poot, "Metal Fatigue", Clarendon Press, Oxford, p. 40, 1974.
18. 栗田眞人, 外山和男, CAMP-ISIJ, Vol. 5, p. 1891, 1992.
19. 長江守康 et. al., 鐵と鋼, Vol. 68, No. 9, p. 1430, 1982.
20. T. Gladman, JISI, Vol. 208, p. 172, 1970.
21. 中澤吉, 鐵と鋼, Vol. 68, No. 9, p. 1263, 1982.
22. 橋口耕, 高橋功, 大橋延夫, 鐵と鋼, Vol. 60, S488, 1974.
23. K. Yamamori, Met. Trans., Vol. 6A, p. 1613, 1975.
24. S. Hayami and T. Furukawa, "Microalloying 75", eds. F. C. Kroft, W. R. Kuntz and W. T. Barrett, New York, p. 78, 1977.
25. M. S. Rashid, SAE Paper 760206, 1976.
26. 國重和俊, 林 豊, 住友金屬, Vol. 41, No. 2, p. 99, 1989.
27. 薄板研究部, 住友金屬, Vol. 42, No. 4, p. 16, 1990.
28. 順藤正俊, 岩井降房, 鐵と鋼, Vol. 68, No. 9, p. 1185, 1982.
29. V. F. Zackay, J. Iron Steel Inst., Vol. 207, p. 894, 1969.
30. 蒙谷一郎, 橋本俊一, CAMP-ISIJ, Vol.

- 2, p. 1827, 1989.
31. 長坂明彦 et. al., CAMP-ISIJ, Vol. 8, p. 1429, 1995.
32. 片山知久 et. al., CAMP-ISIJ, Vol. 1, p. 1772, 1989.
33. 松村理 et. al., CAMP-ISIJ, Vol. 1, p. 1773, 1989.
34. 井手春敏 et. al., CAMP-ISIJ, Vol. 4, p. 783, 1991.
35. 小松原望 et. al., CAMP-ISIJ, Vol. 6, p. 1702, 1993.
36. 蒙谷一郎 et. al., CAMP-ISIJ, Vol. 8, p. 564, 1995.
37. 박성호, “고연성 열연 90kg급 초고강도강 개발”, 포스코기술연구소, p. 260, 1996.
38. 岡澤亨, 中鳥捻, CAMP-ISIJ, Vol. 4, p. 838, 1991.
39. 岡澤亨, 玉置純一, 住友金屬, Vol. 42, No. 5, p. 65, 1990.
40. 田邊弘人, 山崎一正, CAMP-ISIJ, Vol. 4, p. 543, 1991.
41. 前田龍男, 高村登志博, 石澤嘉一, CAMP-ISIJ, Vol. 4, p. 1470, 1991.
42. 中山武典 et. al., CAMP-ISIJ, Vol. 5, p. 598, 1992.
43. H. Shirasawa, Kobelco Technology Review, Vol. 12, p. 44, 1991.
44. 日本鐵鋼新聞, 93년 9월 4일.