

페라이트-베이나이트 복합조직 고강도 열연강판의 신장플랜지 특성에 관한 연구

조열래 · 정진환 · 구황희* · 김인배**

포항제철(주) 기술연구소

*포항제철(주) 광양제철소

**부산대학교 공과대학 금속공학과

A Study on the Stretch-flangeability of Hot-Rolled High Strength Steel with Ferrite-Bainite Duplex Microstructures

Yeol-Rae CHO, Jin-Hwan Chung, Hwang-Hoe Koo* and In-Bae Kim**

Technical Research Laboratories, Pohang Iron & Steel Co., Kwangyang 545-090

* Kwangyang Steel Works, Pohang Iron & Steel Co., Kwangyang 545-090

** Dept. of Metallurgical Engineering, Pusan National University, Pusan 609-735

(1999년 7월 29일 받음, 1999년 11월 6일 최종수정본 받음)

초 록 자동차 휠, 멤버 등의 소재로 사용되는 인장강도 580MPa급 열연강판의 버링성형성을 향상시키기 위하여 강판의 신장플랜지성(stretch-flangeability)에 대한 미세조직 및 열간압연후 냉각인자의 영향에 대하여 검토하였다. 열간압연후 3단 냉각제어 및 권취온도의 극저온화에 의하여 신장플랜지성이 우수한 페라이트-베이나이트 복합조직강의 제조가 가능하며, 3단 제어냉각에서 강판의 온도를 A_{r3} 직하의 페라이트변태역에서 일정 시간 유지하면 페라이트 변태 및 NbC의 석출이 조장됨을 확인하였다. 페라이트-베이나이트 복합조직 열연강판의 우수한 신장플랜지성은 3단 냉각 및 극저온 권취에 의한 등축 페라이트 분율의 증가, 입계 세멘타이트의 미세화 및 구성 상간의 경도차 저하에 의하여 타발공정에서의 미소균열 생성 및 전과가 억제되기 때문인 것으로 판단되었다. 아울러 0.08wt%C-1.5wt%Mn-0.04wt%Nb 성분계를 이용하여 제조된 인장강도 580MPa급 페라이트-베이나이트 복합조직 열연강판은 연신율 22% 이상, 구멍확장율(신장플랜지성) 90% 이상의 재질특성을 가지며, 버링비 60% 이상의 자동차 휠 디스크에 적용 가능한 것으로 판명되었다.

Abstract The effect of microstructures on the stretch-flangeability of Nb bearing hot-rolled high strength steel was investigated in order to improve the stretch-flangeability of conventional TS 580MPa grades HSLA steel for the automotive wheel disc. The low temperature coiling method using 3-step controlled cooling pattern after hot rolling was effective to produce the Nb-bearing high strength steel with the polygonal ferrite and bainite duplex microstructures. It was suggested that the suppressed precipitation of grain boundary cementites and the decreased hardness difference between ferrite matrix and bainite cause the excellent stretch-flangeability of ferrite-bainite duplex microstructure steel. Therefore, the formation and propagation of microcracks were suppressed relative to the conventional HSLA steel with ferrite and pearlite microstructure. In addition, the elongation was improved as compared with that of hot-rolled steel sheets using conventional early cooling pattern because the volume fraction of polygonal ferrite was increased.

1. 서 론

자동차 차체 프레임, 강도부재 등에 사용되는 인장강도 580MPa급 이상의 열연강판은 매년 그 적용 부품의 수 및 량에 있어서 증가하는 추세에 있으며, 최근에는 지구 환경 문제에 대한 관심이 고조되면서 차체 설계나 적합한 구조용 강재의 선택을 통하여 연비를 향상시키는 방안에 대하여 다각적으로 검토되고 있다. 이와 같은 관점에서 고강도 열연강판의 사용에 의한 차체 경량화에 대한 기대는 증폭되고 있다고 할 수 있으며, 그 효과가 큰 휠 주변부품에 관심의 초점이 모아지고 있다.

자동차용 열연강판의 프레스 성형성은 가공부품의 형상 및 가공방법에 따라 다소 차이가 있으나 장출성형(stretch-

ing)에서 요구되는 연신율과 버링가공(burring)에서 요구되는 신장플랜지성에 의존하게 되며, 대부분의 프레스 부품이 복합성형에 의하여 제조됨을 고려하면 연신율과 신장플랜지성이 동시에 요구된다고 할 수 있다. 그러나 이와 같은 성질은 강화기구 혹은 미세조직에 따라 다른 것으로 알려져 있다. 즉, Nb, Ti의 단독 혹은 복합첨가에 의한 석출강화 효과를 이용하는 인장강도 490~580MPa급 HSLA 강 경우, 연신율은 비교적 우수하지만 고버링성이 요구되는 자동차 휠 디스크용 소재로 사용하기에는 부적합 것으로 지적되고 있다.^{1,2)} 그래서 최근에는 고강도화에 따른 가공성의 열화를 방지하기 위하여 열간압연후의 냉각과정을 제어하거나, 특정 성분의 변태특성을 합금설계 단계에서 반영하여 각종의 변태조직을 이용하는 새로운 형태의 고강도 열연강

판이 개발되고 있다. 예를 들면, 잔류 오스테나이트상의 TRIP (Transformation Induced Plasticity) 효과를 이용한 열연 TRIP강^{3~10)}은 강도-연신을 발란스가 극히 우수하여 장출성형에 적합하며, DP강 (Dual Phase steel)^{11~13)} 혹은 TiC로 석출강화된 페라이트기지에 제2상으로서 마르텐사이트상을 생성시킨 신 DP강^{14, 15)} 역시 연신을 측면에서 우수한 것으로 보고되고 있다. 그러나 이들 열연강판은 공통적으로 페라이트의 초기 석출 및 미변태 오스테나이트상의 소입성 향상을 위하여 1.0~2.0%의 실리콘 (Si) 이 첨가되므로 표면결함이 발생할 가능성이 높고, 구성 조직간의 경도차이가 크기 때문에 신장플랜지성이 저하된다는 문제점을 가지고 있는 것으로 알려져 있다. 한편, 강도-신장플랜지성 발란스 측면에서는 페라이트기지에 마르텐사이트 및 베이나이트상을 석출시킨 3상 복합조직강^{16, 17)}, 베이나이트 단상강¹⁸⁾ 등이 우수한 것으로 보고되어져 있고, 최근에 보고되고 있는 페라이트-베이나이트 복합조직강^{1, 2, 19, 20)}은 비교적 양호한 연신율과 신장플랜지성을 겸비하고 있어 자동차용 열연강판으로 주목되고 있다. 이상의 열연 복합조직강판은 대부분 열간압연후 3단 냉각과 저온권취 제어에 의하여 제조되며, 그 제조의 기본 개념은 1) 모재의 연신율 향상을 위한 등축 페라이트 분율 증가, 2) 펀칭가공시의 균열 발생을 억제하기 위한 경질상의 저감 및 탄화물의 입계 석출이나 불순물의 입계편석 저감시키는 것이다. 이와 관련하여 신장플랜지성에 대한 미세조직의 영향에 대한 연구결과^{1, 19~22)}도 상당수 발표되고 있으나, 그 해석에 있어 불명확한 점이 있으며, 열간압연후 3단 제어냉각에서의 중간온도 및 유지시간이 재질에 미치는 영향이나 냉각동안의 페라이트 변태거동에 대한 체계적 평가에 대해서는 거의 보고되어 있지 않다.

본 연구에서는 자동차 휠용 소재로 적합한 인장강도 580MPa급 페라이트-베이나이트 복합조직 열연강판을 개발하기 위하여 열연강판의 신장플랜지성 및 기계적성질에 대한 열간압연후 냉각조건의 영향에 대하여 검토하였고, 3단 제어냉각에서의 중간온도역 유지조건 (온도, 시간) 이 강의 페라이트변태 및 탄화물 석출거동에 미치는 영향을 조사하였다. 아울러 인장강도 580MPa급 페라이트-베이나이트 복합조직 열연강판의 신장플랜지성 향상기구를 명확히 규명하기 위하여 신장플랜지성과 국부변형능의 관계 및 신장플랜지성에 대한 제2상의 영향에 대하여 고찰하여 보고한다.

2. 실험 방법

실험실적 열간압연 및 열처리실험

본 연구에서 사용한 강의 화학성분을 표 1에 나타내었다.

Table 1. Chemical composition of steels used.

Steel	Chemical composition(wt%)									Note
	C	Si	Mn	P	S	sol-Al	Nb	Ti	N ₂ (ppm)	
A	0.085	0.15	1.42	0.010	0.004	0.055	0.036	-	9	lab. test
B	0.074	0.12	1.54	0.017	0.001	0.020	0.039	-	40	mill production
C	0.081	0.10	1.55	0.015	0.001	0.016	0.040	0.019	37	"

Steel A는 저탄소강에 Nb를 첨가한 실험실적 인장강도 580MPa급 성분계이며, Steel B 및 C는 공장실험에서 사용된 인장강도 580MPa급의 성분계이다. 그 중 Steel C는 고온권취된 Nb-Ti 복합첨가 성분계로서 Steel B와의 기계적성질을 비교하기 위한 것이다.

실험실적 압연 소재는 먼저 50kg용량의 진공용해로에서 용해하여 주조된 강괴를 열간압연하여 두께 30mm의 슬라브로 만든후 그림 1에 나타낸 바와 같은 열가공이력을 거치게 함으로서 압연후 냉각개시온도가 기계적성질 및 신장플랜지성에 미치는 영향을 확인하고자 하였다. 앞서 제조된 슬라브를 1200℃에서 1시간 균질화 처리하고, 5pass 열간압연을 실시하여 두께 3.0mm의 강판을 제조하였다. 이때 열간압연 마무리 온도는 840℃로 유지되도록 하였다. 냉각개시온도는 압연후 페라이트변태 개시온도 (무공공상태에서 약 700℃)를 고려하여 650~800℃의 온도까지 공냉을 행한후 약 60℃/s의 냉각속도로 베이나이트 변태 개시온도 (Bs 약 540℃) 이하인 450℃까지 냉각하였고, 권취이후의 열이력은 450℃에서 30분간 유지하는 것으로 하였다. 또한 열간압연을 행한후 냉각개시온도가 700℃인 조건에서 60℃/s의 냉각속도로 권취온도에 해당하는 300~600℃까지 냉각을 행하여 권취온도가 기계적성질에 미치는 영향을 조사하였다.

그림 2는 열간압연후 3단 제어냉각에서의 중간온도역 유지시간 변화에 따른 페라이트 변태거동을 조사하기 위한 열이력을 나타낸 것이다. 급속열처리장치 (infrared image furnace)를 이용하여 1000℃에서 10분간 용체화처리 후

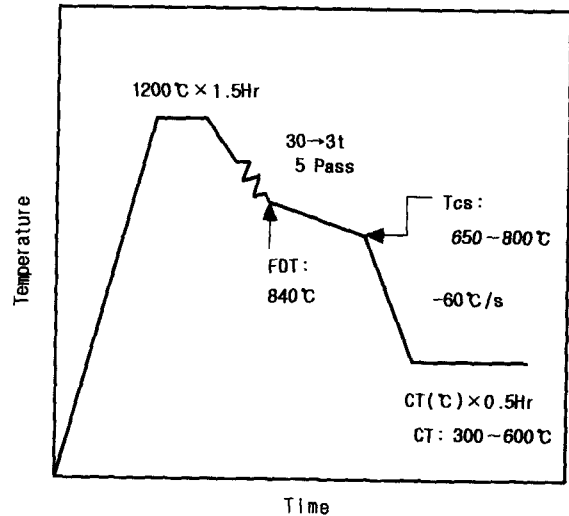


Fig. 1. Schematic diagram of the laboratory hot rolling simulation.

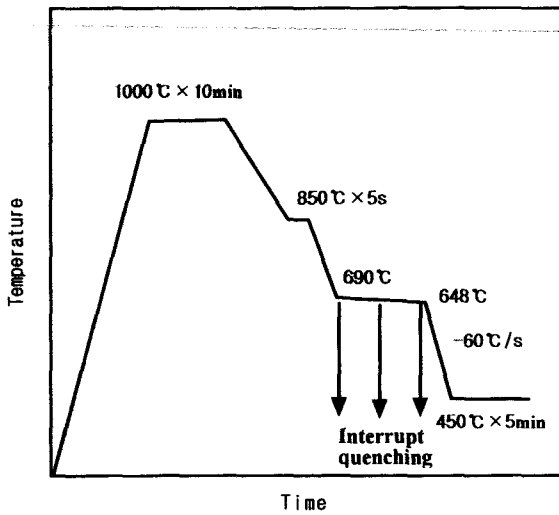


Fig. 2. Heat cycles of 3-step controlled cooling pattern.

850°C에서부터 3단 냉각과정을 재현하였다. 즉, 690°C까지 1차 냉각을 행하고 연이어 열간압연 공정에서의 공냉속도에 해당하는 7°C/s의 냉각속도로 648°C까지 서냉한후 2차 냉각을 권취온도에 해당하는 450°C까지 냉각하였다. 이때 강제냉각 구간에서의 냉각속도는 60°C/s로 하였다. 아울러 3단 제어냉각에 있어 공냉 개시온도인 690°C로부터 2, 4 및 6초 경과하였을때의 온도인 676, 662 및 648°C에서 각각 수냉처리를 행하여 페라이트 변태 분율을 측정하였다.

재질시험 및 조직관찰

열간강관의 기계적성질은 압연방향에 수직 방향으로 JIS 5호 시편 (W=25mm, G.L.=50mm)을 제작한후 상온에서 10mm/min 속도로 인장 (Instron, 20톤) 하여 평가하였다. 미세조직은 강관 두께의 t/4 위치를 기준으로 광학현미경으로 관찰하였으며, 인장시험편의 변형조직 및 구멍확장시험편의 전단변형조직은 주사전자현미경으로 관찰하였다. 신장플랜지성을 평가하기 위한 구멍확장시험은 120×120×3.0/3.5t (mm) 크기의 판재 중앙에 지름 18mm의 구멍을 타발한 후 R25mm의 구두형 펀치로 구멍을 확장하였다. 신장플랜지성의 평가지수인 구멍확장율 (Hole Expanding Ratio, HER로 칭함)은 플랜지 단부에 생성되는 균열이 강관의 두께를 관통하는 즉시 펀치 상승을 중지하고, 그 때의 구멍지름 (Df)를 측정하여 아래 (1) 식으로 평가하였다.

$$HER = (Df - Do) / Do \times 100 (\%) \quad (1)$$

여기에서, Do는 초기 구멍직경 18mm, Df는 균열 발생 후의 구멍직경을 나타낸다.

3. 실험결과 및 고찰

권취온도의 영향

열간압연후 냉각개시온도가 Ar₃ 직하인 680~700°C 범

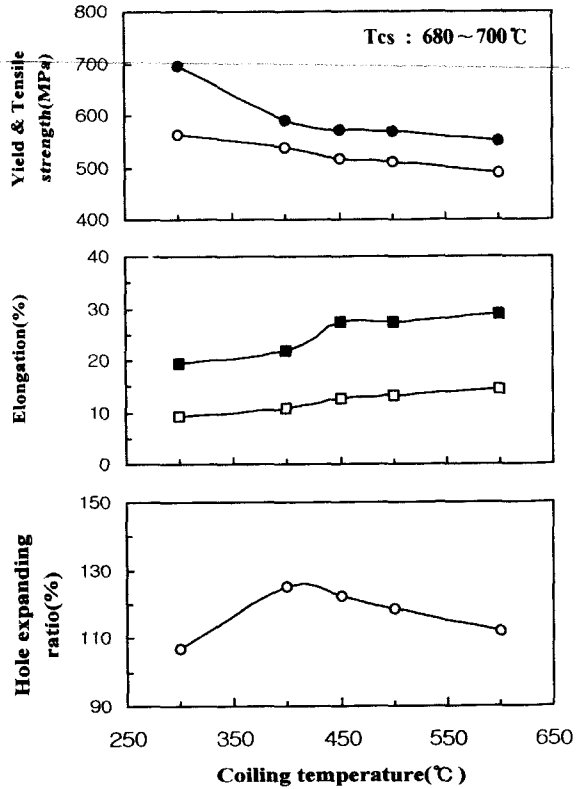


Fig. 3. Effect of coiling temperature on the mechanical properties and stretch-flangeability of Steel A.

위인 경우에 있어 권취온도 변화에 따른 기계적 성질 및 신장플랜지성의 변화를 그림 3에 나타내었다. 권취온도의 저하에 따라 인장강도는 연속적으로 증가하며, 연신율은 이에 대응하여 감소하였다. 그러나 구멍확장율 (신장플랜지성)의 경우 400~450°C 온도 구간에서 peak를 보인 후 다시 감소하는 경향을 보였다. 이와 같은 재질특성과 미세조직의 상관성을 확인하기 위하여 각 조건에서 관찰한 미세조직을 사진 1에 나타내었다. 600°C 권취재의 경우 전형적인 페라이트-퍼얼라이트 조직이며, 권취온도 500°C에서는 미세 퍼얼라이트 및 베이나이트가 혼재되어 있으며, 400°C 이하에서는 제2상이 베이나이트 조직인 것으로 확인되었다. 따라서 연신율의 개선 측면에서는 권취온도가 높을수록 유리하나, 신장플랜지성의 측면에서는 400~450°C 온도에서 권취하여 제2상을 베이나이트 조직으로 제어하는 것이 유효함을 알 수 있다.

냉각개시온도의 영향

그림 4는 열간압연후의 냉각개시온도 (Cooling start temperature, Tcs) 변화에 따른 기계적성질 및 신장플랜지성의 변화를 나타낸 것으로서 권취온도는 모두 450°C로 일정하다. 냉각개시온도 저하에 따라 인장 및 항복강도 변화는 거의 없으나, 연신율 및 신장플랜지성은 증가되는 경향이 있으며, 연신율의 경우 5% 정도 향상되는 것으로 확인된다.

사진 2는 앞서 그림 4의 각 냉각조건에서 얻어진 미세조직을 나타낸 것이다. 페라이트 변태가 개시되기 전에 냉각

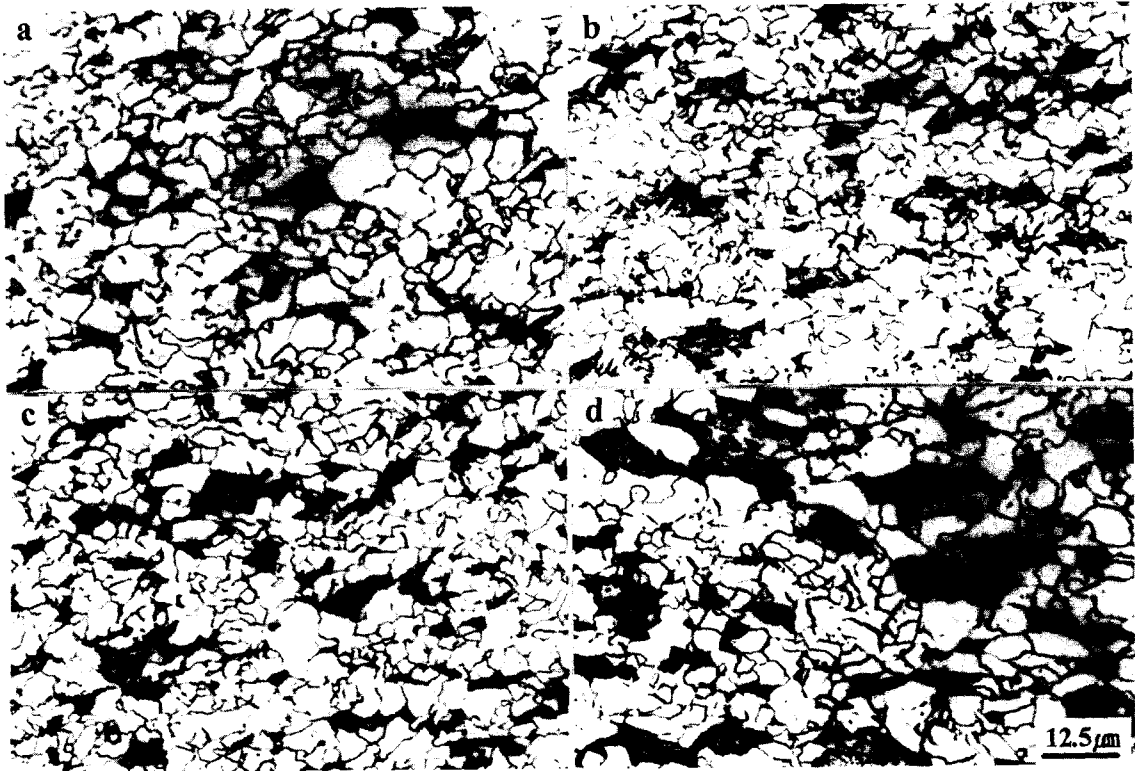


Photo. 1. Optical micrographs showing the microstructure of hot rolled steel according to the coiling temperature in Steel A : a) 600°C, b) 500°C, c) 400°C and d) 300°C.

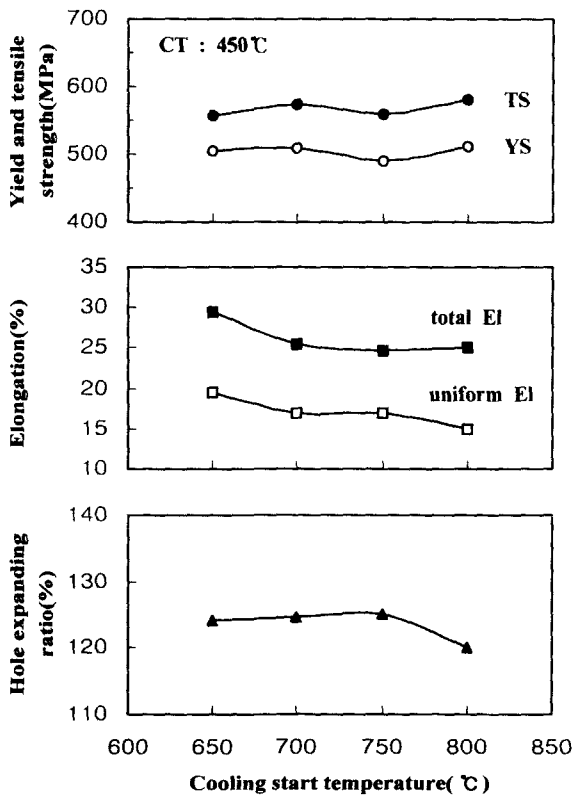


Fig. 4. Effect of cooling start temperature on the mechanical properties and stretch-flangeability of Steel A.

되는 750°C 및 800°C의 경우 소량의 침상 페라이트를 가지는 베이나이트 조직인 반면, 냉각개시온도가 700°C 이하

인 경우 냉각개시온도가 저하할수록 등축 페라이트 분율이 증가하는 대신 베이나이트 분율은 점차 감소되어감을 나타내고 있다. 한편, 최종 조직의 석출물 분포변화를 투과식 전자현미경으로 관찰한 결과에 의하면 냉각개시온도가 낮아짐에 따라, 다시 말하여 열간압연후 냉각개시온도에 도달하기 까지의 시간이 길어짐에 따라 페라이트 기지내 NbC 석출물의 석출밀도는 높아지는 것으로 확인되었다. 결국 이것은 냉각개시온도가 낮아질수록 페라이트 변태 및 NbC 석출이 촉진된 결과로 판단할 수 있다. 따라서 그림 4에서의 냉각개시온도에 따른 기계적 성질의 변화는 다음과 같이 설명될 수 있다. 페라이트변태가 일어나기 전에 냉각되어 최종 조직이 베이나이트 단상 조직으로 변태할 경우, 석출강화는 억제되는 대신 베이나이트조직에 의한 변태조직강화에 의하여 기계적성질이 결정되는 것으로 볼 수 있다. 그러나 페라이트 변태가 일부 진행된후 냉각되어 최종 조직이 페라이트-베이나이트 복합조직화된 경우, 페라이트상의 생성에 의한 연화량과 NbC의 석출강화량이 서로 상쇄되면서 강도의 저하는 나타나지 않으나, 페라이트 분율의 증가가 연신율의 향상에 기여하는 것으로 판단되었다. 결국 이와 같은 실험실적 가공열처리 결과는 열간압연후 페라이트 변태가 일부 진행된 상태에서 냉각을 시작하여 베이나이트 변태 개시온도 (Bs) 이하 온도에서 권취제어를 행하면 전단냉각에서 예상되는 연신율의 저하를 최소화하면서도 신장플랜지성이 우수한 열연강판을 제조할수 있음을 시사하고 있다. 그래서 현장 실기압연에서는 실험실적 냉각이력과는 달리 냉각과정을 3단으로 처리하는 3단 제어냉각 및 극저온

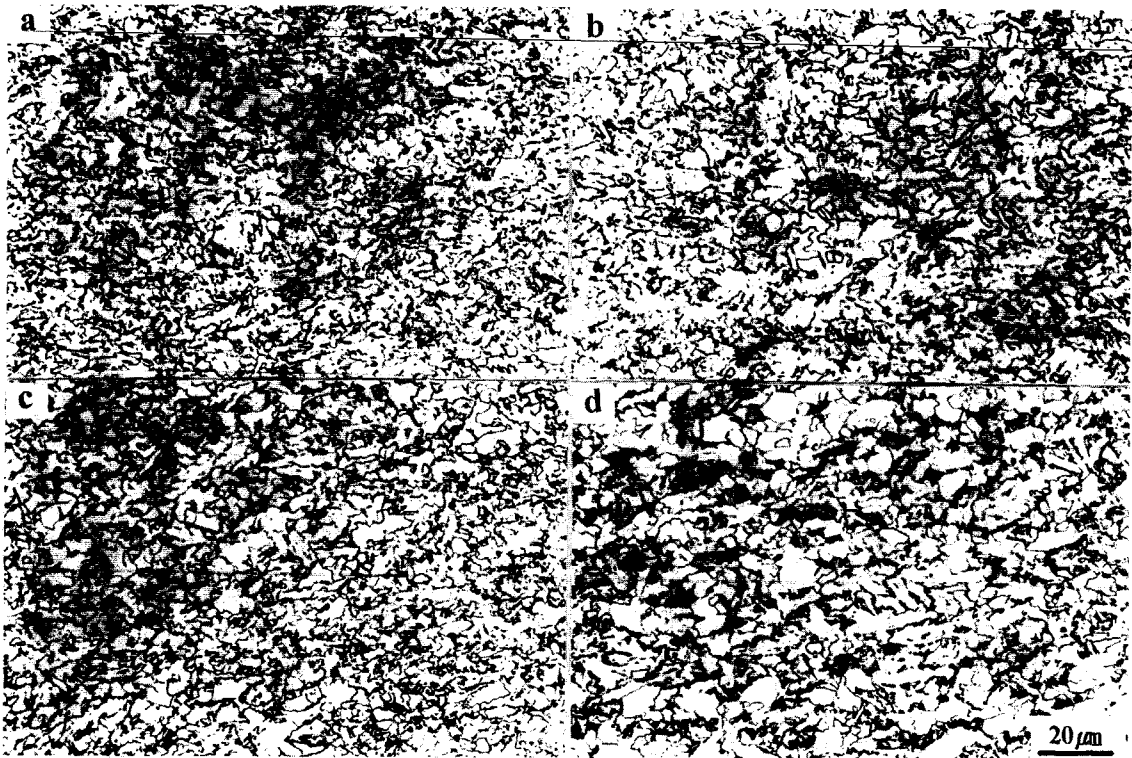


Photo. 2. Optical micrographs showing the effect of cooling start temperature(T_{cs}) on the microstructure of Steel A : a) 800°C, b) 750°C, c) 700°C and d) 650°C.

권취법을 고려하였다. 즉, 페라이트변태 개시점 직하까지 1차 냉각을 우선 실시한후 페라이트변태의 촉진을 위하여 공냉을 실시하고 연이어 권취온도까지 2차 수냉하는 방법(그림 5 참조)이 바로 그것인데, 이에 앞서 페라이트변태 개시온도에 대한 정보 및 3단 냉각의 중간온도역에서 페라이트변태거동을 확인할 필요가 있다. 그러나 이와 같은 열처리방법을 열간압연과 연계하여 실험하는 것은 제약이 따랐기 때문에 무가공 상태에서 열이력 만을 변화 시켜 페라이트변태거동을 조사하였다.

3단 냉각에서의 페라이트변태 거동

사진 3은 3단 냉각 열처리에 있어 페라이트 변태개시온도 직하인 690°C까지 1차 강제냉각을 완료한 후 연이어 648°C까지 공냉을 행하는 동안의 페라이트 변태 양상을 확인하기 위하여 2초 간격으로 중간수냉한 급냉조직과 최종 권취온도에 해당하는 450°C까지의 열이력을 거쳤을 때의 미세조직을 대비시켜 나타낸 것이다. 2차 냉각개시온도가 690°C 경우는 기존의 냉각방법인 전단냉각에 대응하는 것이며, 676, 662 및 648°C의 경우는 페라이트역에서 각각 2~6초 유지된 경우이다. 먼저 최종 조직을 비교해 보면 전단냉각에서 얻어진 페라이트 조직은 대부분 침상 페라이트 및 베이나이트 조직이 관찰되는 반면, 3단으로 냉각처리된 경우 공냉시간이 길어질수록(중간수냉 개시온도 T_q 가 낮아질수록) 페라이트의 형상이 등축화되면서 전체적으로 균일해짐을 알 수 있다. 한편, 좌측의 급냉조직은 최종조직에도달하기 까지의 중간과정을 보여주는 것인데, 중간온도역에서의 유지시간이 길어짐에 따라 페라이트는 오스테나이트

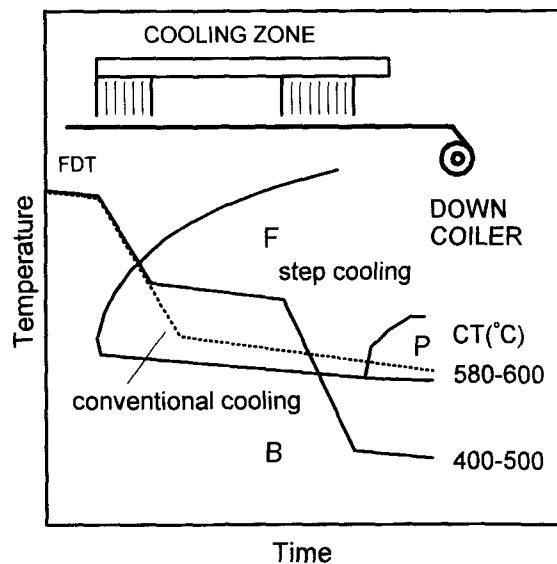


Fig. 5. Schematic illustration of 3-step controlled cooling pattern ; FDT = Finishing delivery temperature.

트 입계에서 우선 핵생성되어 성장하며, 계속하여 입계를 따라 network 상으로 발전함과 동시에 입내에서도 페라이트가 생성되면서 페라이트 분율이 증가됨을 알 수 있다. 예컨대, 662, 648°C의 2차 냉각개시온도에서 페라이트 분율은 각각 58%, 73%인 것으로 측정되었으며, 중간온도역에서 4초 정도의 단시간에 페라이트변태는 약 60% 정도 변태된 것으로 확인되었다. 아울러 최종 권취온도까지 열처리

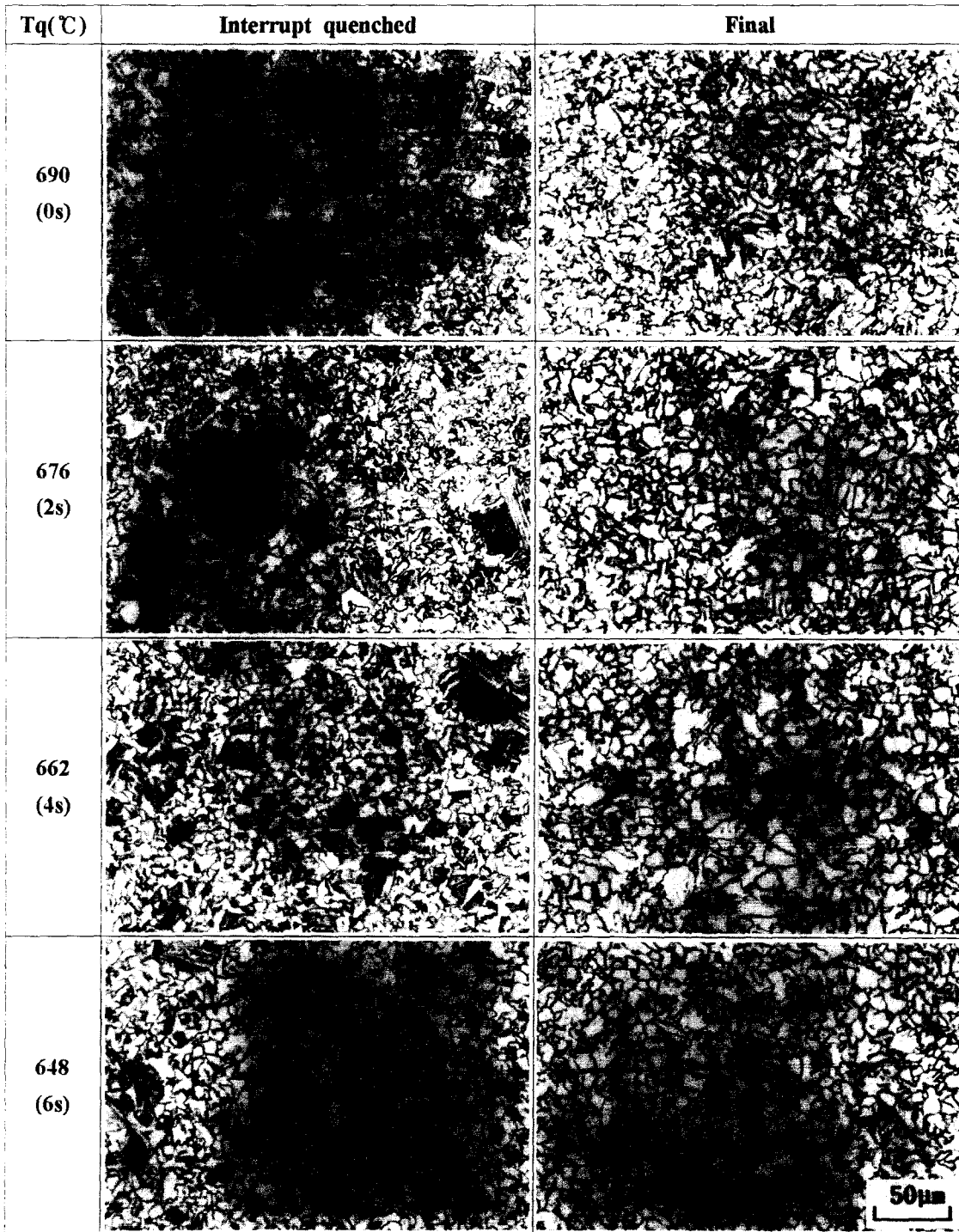


Photo. 3. Optical micrograph showing the effect of intermediate holding time on the interrupt quenched(left side) and its final microstructure(right side) of Steel B : () indicates the lapse time at intermediate temperature region with cooling rate of 7°C/s.

된 조직의 페라이트 분율은 85% 정도인 것으로 측정되었다. 이것은 중간온도역 유지후 2차 냉각 및 권취온도 열처리과정에서 이미 존재하는 페라이트의 일부는 더욱 성장함과 동시에 미변태된 오스테나이트는 침상 페라이트 및 베이나이트로 변태되기 때문에 나타난 결과인 것으로 해석되었다.

공장실험 결과 .

그림 5는 실험실적 압연 및 열처리 결과를 근거로 하여

공장실험에 이용된 3단 냉각법의 개념을 개략적으로 나타낸 것이다. 3단 냉각법은 열간압연 직후 권취온도까지 강제 냉각하는 기존의 전단냉각법과 비교하여 열간압연후 ROT 상에서 강제 수냉역을 2영역으로 분리하여 실시하며, 그 사이에 공냉역(중간온도역)이 존재한다는데 기본적인 차이점이 있다. 공장실험에서의 권취온도는 실험실적 압연결과의 재현성을 확인하기 위하여 480~580°C 온도구간으로 하였고, 3단 냉각에서의 2차 냉각개시온도는 650~690°C

중간온도역에서 4초 이상 유지되도록 냉각이력을 제어하였다.

그림 6은 Steel B를 이용하여 3단 냉각처리후 480~580℃에서 권취한 경우와 Steel C를 종래의 냉각방법(전단냉각)으로 620℃에서 권취한 열연강판의 기계적 성질 및 신장플랜지성을 나타낸 것이다. 우선 3단 냉각으로 처리된 경우 권취온도의 저하에 따른 강도 및 연신을 변화는 거의 없으나, 신장플랜지성은 실험실적 결과에서 예상하였던 것과 유사하게 권취온도의 저하에 따라 증가하는 경향을 보였으며, 480℃에서 권취된 페라이트-베이나이트 복합조직

강의 신장플랜지성은 페라이트-퍼얼라이트강(580℃ 이상에서 권취된 Steel B, C) 보다 약 15% 정도 증가되는 것으로 확인되었다. 사진 4는 3단 냉각처리후 각각 580, 480℃에서 권취된 열연강판의 제 2상을 투과전자현미경으로 관찰한 것이다. 권취온도가 580℃에서 480℃로 저하되면 제 2상의 종류가 의사 퍼얼라이트로부터 베이나이트로 변화됨을 알수 있다. 그리고 페라이트-베이나이트 조직강의 경우 페라이트-퍼얼라이트 조직강에서 용이하게 관찰되는 입계 세멘타이트가 거의 관찰되지 않거나, 일부 석출된 경우에 있어서도 그 크기가 미세한 것으로 확인되었다.

그림 7은 페라이트-베이나이트 복합조직 및 기존의 페라이트-퍼얼라이트 조직 열연강판의 인장강도-연신을 및 인장강도-신장플랜지성 발란스를 나타낸 것이다. 기존의

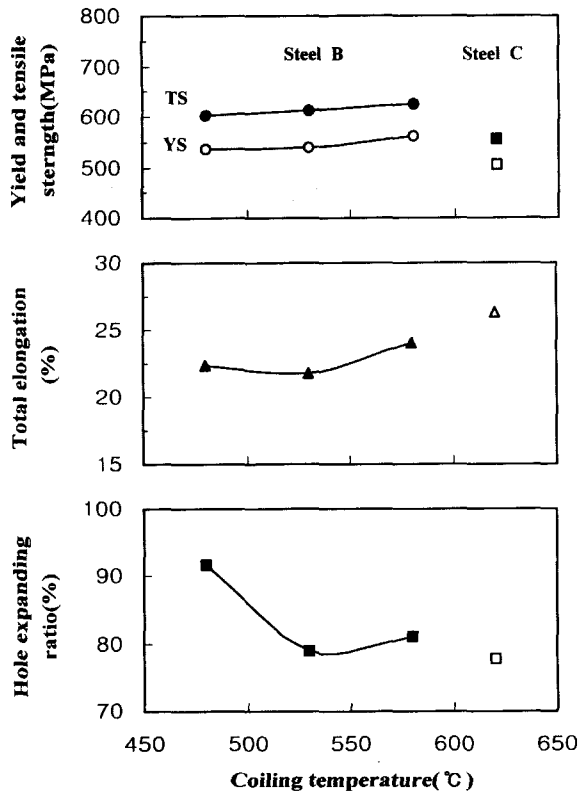


Fig. 6. Effect of coiling temperature on the mechanical properties and stretch-flangeability of Steel B and C.

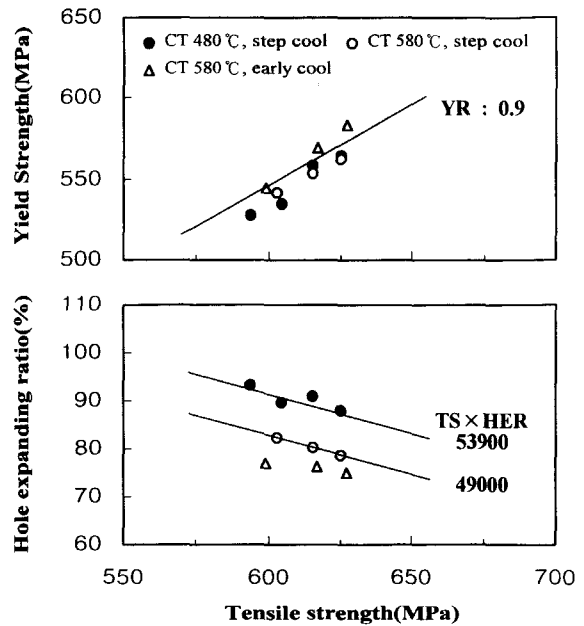


Fig. 7. Relationship between tensile strength and yield strength, tensile strength and hole expanding ratio of hot-rolled steel sheets using steel B.

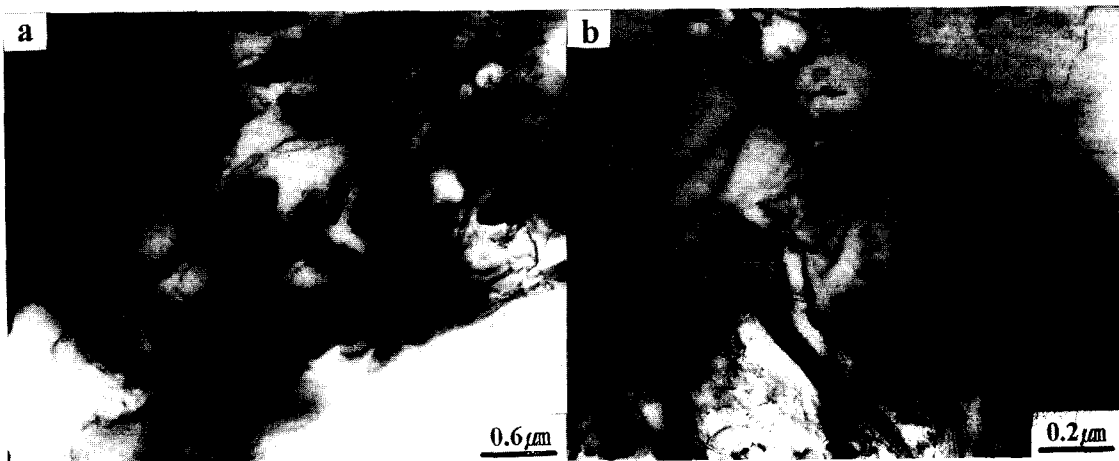


Photo. 4. Transmission electron micrographs showing the variation of second phase morphologies according to the coiling temperature in Steel B : a) degenerated pearlite formed at 580℃, b) bainite at 480℃ of coiling temperature.

인장강도 580MPa급 Nb 첨가 페라이트-퍼얼라이트의 경우 인장강도-신장플랜지성 발란스는 49000MPa·% 이하이지만, 페라이트-베이나이트 복합조직강의 경우 53900MPa·%로 증가됨을 나타내고 있다.

자동차 휠 적용 결과

자동차 휠 디스크의 부위별 가공정도는 휠 제조업체마다 다르고 휠 모델에 따라서도 다르게 설계된다. 표 2는 그 일례를 나타낸 것인데, K사의 경우 hub hole 부위의 변형량이, H사의 경우 bolt hole 부위의 변형량이 크며, 각각 신장플랜지-장출변형, 연신-굽힘 변형모드 특성을 갖고 있다. 그래서 시험생산된 페라이트-베이나이트 복합조직강과 기존의 HSLA 강(페라이트-퍼얼라이트 조직강)을 국내 승용차 차종중 hub hole 버링비가 60%로서 가장 높은 K

사의 5J×13 모델을 대상으로 하여 휠을 제조(사진 5 참조)하였으며, 표 3에 소재원판의 재질 및 휠 내구력 평가 결과를 나타내었다. 페라이트-베이나이트 복합조직 열연강판을 적용한 경우, 기존의 석출강화형 페라이트-퍼얼라이트 조직강(즉, HSLA강)에서 문제가 된 hub hole 단부의 반경방향 미세 균열은 전혀 발생되지 않았으며, dynamic cornering fatigue test에 의한 내구력 평가에서도 15만회 이상의 양호한 결과가 얻어졌다. 그런데 여기에서 특이한 점은 소재 상태의 피로한(Fatigue Limit ; F.L)이 동등한 수준임에도 불구하고 페라이트-퍼얼라이트 조직강의 내구력은 기준 cycle인 12만회에 못 미치는 5만4천 cycle에서 균열(휠 pad부)이 발생되었다는 점이다. 이와 같은 결과는 프레스 가공에 따른 조직의 가공경화 정도가 구성상의 종류에 따라 다르기 때문인 것으로 추정되는데, 향후 이에 대한 확인이 필요한 것으로 사료된다.

Table 2. Examples of strain distribution obtained from forming limit test of wheel disc.

Position	Strain(major/minor, %)		Forming mode
	K company	H company	
hub hole	48 / 5	30 / 12	stretch-flanging
bolt hole	56 / 7	63 / 10	stretching & bending
pad	43 / -13	46 / -10	drawing

페라이트-베이나이트 복합조직강의 신장플랜지성 향상 기구

앞서 실험 결과에서 확인되었듯이 3단 제어냉각 및 극저온 권취를 행하여 제조된 페라이트-베이나이트 복합조직강은 신장플랜지성이 우수한 것으로 판명되었다. 그래서 본 고찰에서는 신장플랜지성과 국부변형능의 관계 및 신장플랜지성에 대한 제2상의 영향을 검토함으로써 인장강도 580MPa급 페라이트-베이나이트 복합조직 열연강판의 신장플랜지성 향상 기구를 규명하고자 하였다.

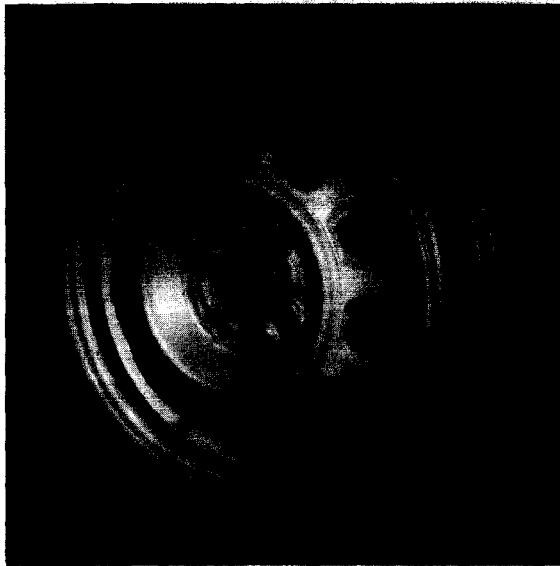


Photo. 5. An example of the wheel using the Nb bearing TS 580MPa grade hot-rolled steels with ferrite-bainite duplex microstructure.

인장시험에서의 국부변형능은 파단면의 수축율에 비례하는 것으로 알려져 있다. 본 실험에서는 인장전 시편의 초기 두께와 파단 단부의 두께 변화비를 국부변형율로 정의하여 신장플랜지성과의 관계를 그림 8에 나타내었다. 그림에서 알수 있듯이 인장 파단부 두께변형율은 신장플랜지성과 비례관계에 있는 것으로 확인되었다. 그림 9는 인장 파단면 근처의 두께 변형율을 미세조직에 대하여 정리한 것이다. 파단면의 두께 변형율은 페라이트-베이나이트 복합조직강(균일연신율 9.8%, 총연신율 23%)이 크나, 파단면에서 떨어진 저변형역에서는 균일연신율에 비례하여 페라이트-퍼얼라이트 조직강(균일연신율=12.5%, 총연신율=25%)이 더 큰 값을 보여주고 있다. 이는 백킹부의 국부변형능이 균일연신율 혹은 총연신율 보다는 미세조직의 영향을 더 크게 받는 것을 시사한다.

사진 6은 인장 파단면 끝단에서 200 m 떨어진 위치의 변형조직을 변형전 조직과 비교한 것이다. 페라이트-퍼얼라이트강의 경우, 변형에 의하여 연신된 퍼얼라이트 colony의 세멘타이트와 기지 계면에 균열이 용이하게 생성되는

Table 3. Results of wheel performance tests with TS 580MPa grade of developed steels.

Steels	Thickness (mm)	As-hot rolled					Results of dynamic cornering fatigue test > 120,000 cycle
		YS (MPa)	TS (MPa)	El. (%)	HER (%)	F.L. (MPa)	
F+B	3.5	539	608	23	91	510	> 150,000 cycles
F+P	3.5	549	618	25	77	510	Failed at 54,000 cycles

Note ; F=Ferrite, B=Bainite, P=Pearlite, F.L.=Fatigue Limit at R=0

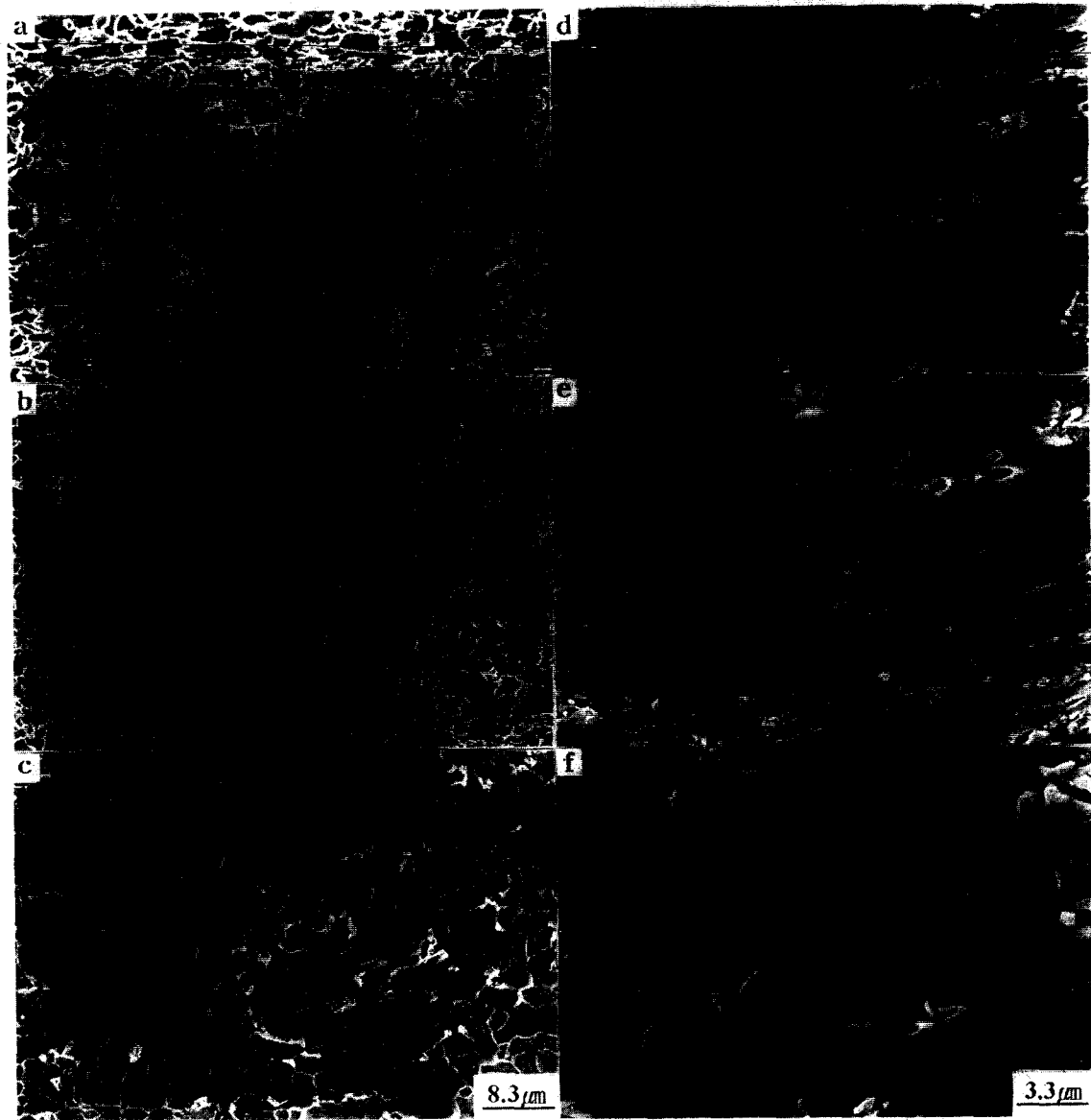


Photo. 6. Scanning electron micrographs showing the dependence of microstructure types on the micro-cracking behavior in tensile deformation : a) and d) ferrite-bainite, b) and e) ferrite-fine pearlite, c) and f) ferrite-pearlite steel

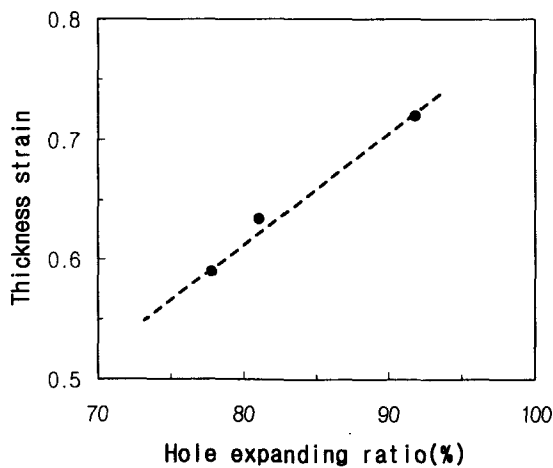


Fig. 8. Relationship between thickness strain and stretch-flangeability of hot rolled steels.

반면, 페라이트-베이나이트 조직은 페라이트-퍼얼라이트 조직에 비하여 현저히 고변형을 받음에도 불구하고 변형조직내 균열은 거의 관찰되지 않는다. 아울러 이와 같은 균열 발생 양상은 사진 7의 구멍타발 단부의 가공경화층 관찰 결과에서도 동일하게 재현되었다. 즉 좌측의 사각형 부분을 확대한 우측의 변형조직에서 알수 있듯이 미세균열의 밀도는 두 조직간에 현저한 차이가 있다. 따라서 페라이트-베이나이트 복합조직강의 우수한 신장플랜지성(혹은 국부변형능)은 저온권취에 의하여 입계 세멘타이트가 미세화되거나 석출이 억제되어 인장 혹은 전단변형 과정에서 균열 생성 위치가 상대적으로 감소되는데 기인된 것으로 보아진다. 그러나 이와 같은 관점 만으로서는 입계 세멘타이트가 거의 존재하지 않은 극저온 권취재 즉 페라이트-마르텐사이트 복합조직강(DP강)에서 신장플랜지성이 저하되는 이유를 설명할 수 없다. 그래서 열연강판의 국부변형능이 변형조직

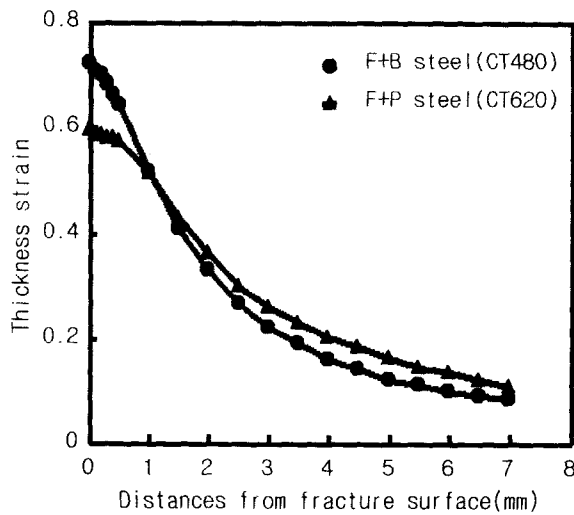


Fig. 9. Distribution of the thickness strain near tensile fractured edge.

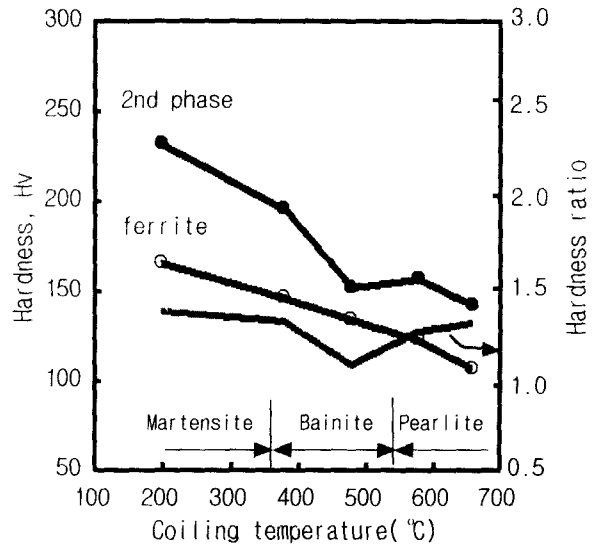


Fig. 10. Effect of coiling temperature on the hardness of ferrite (matrix) and second phases.

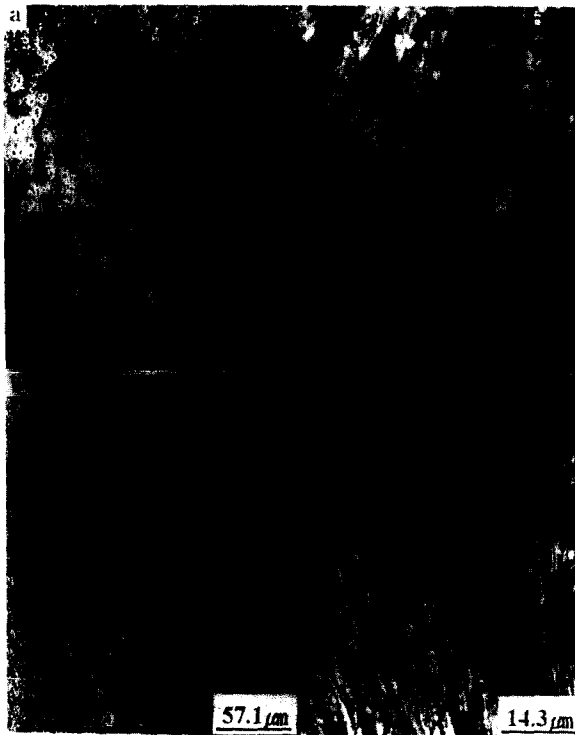


Photo. 7. Scanning micrographs showing the deformed microstructure of hole-punched edge: right micrograph was magnified from squared area in left side, a) ferrite-pearlite, b) ferrite-bainite duplex microstructure.

내 균열 발생과 직접적인 관계에 있으며, 이것은 상간 경도 차이에 기인한 소성변형의 불균일성에 의한 것으로 판단하여 페라이트상과 제2상간의 경도비 변화를 조사하였다. 그 결과 그림 10에서 확인되었듯이 페라이트의 경도는 권취온도의 저하에 따라 연속적으로 증가하지만 제 2상의 경우 권취 온도 400~500°C 온도범위에서의 베이나이트 조직일 때 경도 증가는 둔화되며, 이 때문에 이 권취온도역에서 최저 경도비를 나타내었다. 이것은 결국 베이나이트 조직이 타

변태조직에 비하여 페라이트 기지와와의 경도차이가 적음을 의미하며 인장 혹은 전단변형에서의 상간 변형이 보다 균일하게 일어남을 시사하는 것으로 판단되었다. 따라서 페라이트-베이나이트 복합조직 열연강판의 우수한 신장플랜지성은 입계 세멘타이트의 석출 억제 외에 낮은 상간 경도차에 기인하여 미소 균열의 생성 및 전파가 억제되기 때문인 것으로 판단된다. 반면, 퍼얼라이트나 마르텐사이트상의 경우처럼 경도비가 클 경우, 양상간의 변형 불균일에 의하여 제 2상과 페라이트기지 계면에 응력 집중도가 증가될 가능성이 있으며, 이로 인하여 세멘타이트의 균열 및 전파가 용이해지기 때문에 신장플랜지성이 저하되는 것으로 사료된다.

4. 결 론

자동차 휠 혹은 고버링 부품으로 사용되는 인장강도 580MPa급 열연강판의 신장플랜지성을 개선하기 위하여 열간압연후 냉각조건이 미세조직 및 기계적성질에 미치는 영향을 검토한 결과 아래와 같은 결론을 얻었다.

1) 열간압연후 3단냉각을 이용한 페라이트-베이나이트 복합조직강 제조에 있어 페라이트 변태 및 NbC의 석출을 조장하기 위해서는 Ar₃ 직하의 중간온도역에서 적정 시간 유지되어야 하며, 중간온도가 Ar₃ 이상으로 되면 베이나이트 단상조직화 경향이 증가되면서 연신율이 저하된다.

2) 열연강판의 연신율은 권취온도의 상승에 따라 증가하여 제2상이 퍼얼라이트 조직일 때 우수하나, 신장플랜지성은 400~500°C 온도의 권취범위에서 얻어지는 페라이트-베이나이트 조직일 때 우수하였다.

3) 페라이트-베이나이트 복합조직강의 우수한 신장플랜지성은 3단 제어냉각 및 극저온 권취에 의하여 등축 페라이트 분율의 증가, 입계 세멘타이트의 미세화 및 구성 상간의 경도차이 저하에 의하여 구멍 타발시 변형조직내 미소균열의 생성 및 전파가 억제되기 때문인 것으로 판단되었다.

4) 0.08wt%C-1.5wt%Mn-0.04wt%Nb 성분계를 이

용하여 3단냉각 및 저온권취를 행하여 제조된 인장강도 580MPa 이상, 연신율 22% 이상, 구멍확장율(신장플랜지성) 90% 이상의 재질특성을 갖는 페라이트-베이나이트 복합조직강판은 버링비 60% 이상의 자동차 휠 디스크용 소재로 적합한 것으로 판명되었다.

참 고 문 헌

1. S. Hashimoto, M. Sudo, K. Mimura and T. Hosoda, Transaction ISIJ, The Iron and Steel Institute of Japan, **26**, 985 (1986).
2. H. Kimura, M. Kinoshita, T. Okita and M. Mori, CAMP-ISIJ, The Iron and Steel Institute of Japan, **5**, 1855 (1992).
3. O. Kawano, J. Wakita, and M. Takahashi, Tetsu-to-Hagane, The Iron and Steel Institute of Japan, **82** (4), 73 (1996).
4. O. Kawano, J. Wakita, K. Esaka and H. Abe, CAMP-ISIJ, **8**, 568 (1995).
5. N. Imai, N. Komatsubara and K. Kunishige, CAMP-ISIJ, **8**, 572 (1995).
6. I. Tsukatani, S. Hashimoto and T. Inoue, ISIJ International, **31** (9), 992 (1991).
7. H. Kimura, M. Hori, M. Kinoshita and T. Okita, CAMP-ISIJ **4**, 784 (1991).
8. O. Kawano, J. Wakita, K. Esaka and H. Abe, CAMP-ISIJ, **1**, 877 (1988).
9. O. Kawano, J. Haji, J. Wakita, K. Esaka and H. Abe, CAMP-ISIJ, **3**, 797 (1990).
10. H. Ide, O. Kawano, H. Abe, N. Ikenaga, J. Wakita, and K. Esaka, CAMP-ISIJ, **4**, 783 (1991).
11. J. Mano, M. Nishida, T. Tanaka, T. Kato, N. Aoyagi and N. Yamada, Tetsu-to-Hagane, **68** (9), 1298 (1982).
12. K. Kunishige, M. Takahashi, S. Sugisawa and Y. Masui, Tetsu-to-Hagane, **65** (13), 1916 (1979).
13. S. Sugisawa, S. Hamamatsu, K. Kikuchi and K. Kunishige, Tetsu-to-Hagane, **68** (9), 1256 (1982).
14. T. Sakagami, T. Higashino, N. Aoyagi, M. Morita, N. Kurosawa and T. Kato, CAMP-ISIJ, **6**, 1695 (1993).
15. T. Sakagami, T. Higashino, M. Morita and N. Kurosawa, CAMP-ISIJ, **8**, 1687 (1995).
16. K. Mimura, M. Miyahara and Z. Shibata, CAMP-ISIJ, **5**, 1859 (1992).
17. S. Hashimoto, K. Mimura, T. Hosoda and M. Sudo, Tetsu-to-Hagane, **72** (11), 1786 (1986).
18. M. Kinoshita, H. Kimura, K. Osawa, T. Okita, H. Owada and M. Hori, NKK Technical Reports, **145**, 1 (1994).
19. S. Nomura, N. Komatsubara, K. Kunishige and H. Fukuyama, CAMP-ISIJ, **5**, 1851 (1992).
20. N. Imai, N. Komatsubara, K. Kunishige and S. Nomura, CAMP-ISIJ, **9**, 1092 (1996).
21. M. Sudo, S. Hashimoto and S. Kambe, Transaction ISIJ **23**, 303 (1983).
22. Y.R. Cho and J.H. Chung, Proc. of the 10th conf. on Mechanical Behaviors of Materials, The Korean Inst. of Met. & Mater., Korea, 153 (1996).