

## 비조질강 크랭크 축 개발

### The Development of Micro Alloyed Steel Crankshaft

김 양 수, 현 태 옥, 하 중 배  
Y. S. Kim, T. U. Hyun, J. B. Ha



김 양 수  
• 1959년 6월생  
• 철강재료 연구  
• 대우자동차 기술연구소 시험 연구실



현 태 옥  
• 1958년 11월생  
• 금속재료 연구  
• 대우자동차 기술연구소 시험 연구실



하 중 배  
• 1957년 4월생  
• 금속1화공 재료 연구  
• 대우자동차 기술연구소 시험 연구실

미량합금하여 냉각시 이들 합금원소의 탄화물, 탄질화물, 질화물 등을 페라이트(Ferrite)내에 미세하게 석출 강화시키는 것이 비조질강의 주된 강화기구이다.<sup>1)</sup> 화학성분이나 단조공정에 따라 열처리한 강재와 동등한 강도를 얻을 수 있으며, 열처리나 교정공정의 생략에 의한 생산성 향상, 재고압축, 원가절감 등의 잇점때문에 V첨가 비조질강은 크랭크 축, 커넥팅 로드 등 열간단조 부품에 널리 적용되고 있다.<sup>2, 3)</sup>

비조질강은 인성이 열처리한 강재보다 열세인데, 인성을 높이는 방안으로는 Ti첨가에 의해 단조시 1100~1300°C의 비교적 높은 가열온도까지도 Austenite결정립 성장을 억제하거나, MnS 첨가로 페라이트 핵생성을 조장하여 페라이트 파괴분율을 높이는 것이 효과적이다.<sup>4)</sup> 이러한 고인성형 비조질강의 개발로 Spindle, Knuckle 등 사시보안부품에도 비조질강이 적용되는 추세이다.

열간단조용 비조질강의 물성은 가열온도, 단조온도 및 냉각속도 등 단조공정변수의 영향을 크게 받는다. 본고에서는 승용차엔진용 크랭크 축에의 적용을 위해 SM50C에 V를 0.1% 첨가한 비조질강의 가열온도와 냉각속도에 따른 기계적 성질과 미세조직의 변화를 파악하여 최적단조공정을 정립하고, 크랭크 축시제품을 제작하여 그 물성과 내구강도를 평가하고자 한다.

#### 1. 서 론

비조질강은 1970년대 초반 독일에서 개발된 이래 열처리(Quenching & Tempering)가 필요없는 에너지절약형 강재로서 유럽과 일본의 자동차업계를 중심으로 그 적용량이 지속적으로 증가되고 있다.

탄소강에 비교적 용해도가 적은 V, Nb, Ti 등을

## 2. 비조질강의 물성

### 2.1 실험방법

크랭크 축용으로 Table 1과 같은 화학성분의 비조질강을 삼미특수강으로부터 입수하여, 가열 온도와 냉각속도에 따른 재료물성을 평가하였다.

직경 95mm인 열간압연소재를 1250°C로 가열 후 직경 30mm로 자유단조하고 870°C에서 45분간 노말라이징하여 공시재를 제작하였다. 가열온도의 영향을 알아보기 위해 이 공시재들을 각각 800, 900, 1000, 1100, 1200, 1300°C로 45분간 가열 유지 후 자연공냉하였다. 각 가열온도조건의 공시재로부터 KS 4호 인장시험편과 KS 3호 충격 시험편을 채취하여 인장시험과 충격시험을 실시하였으며, 중심부의 경도와 미세조직을 관찰하고 Image Analyzer를 사용하여 페라이트 부피분율을 측정하였다. 또한 각 가열온도에서의 Austenite 결정립 크기를 측정하기 위해 공시재를 각 가열 온도에서 직접 수냉하고 중심부에서의 Austenite 결정립 크기를 Line Interception 방법으로 측정하였다.

냉각속도에 따른 경도변화를 알아보기 위해 열간압연소재를 870°C로 45분간 노말라이징한 후, 직경 20, 30, 40, 75mm, 길이는 직경의 약 2.5 배인 환봉으로 기계가공하였다. 이 시험편들을 1060°C에서 직경에 따라 30분/inch씩 가열 유지 후 자연공냉시켰으며, 중심부를 절단하여 경도를 측정하였다. 이 때 각 시험편의 냉각속도는 소재 직경별 온도-냉각시간표중 700-650°C구간에서의 소요시간으로부터 환산하였다.<sup>5)</sup>

Table 1. Chemical Composition(wt.%)

C	Si	Mn	P	S	V	N
0.51	0.20	0.84	0.009	0.056	0.10	0.007

### 2.2 가열온도의 영향

가열온도의 상승에 따른 Austenite 결정립 크기의 변화는 Fig.1과 같다. 900°C 이하에서는 결정립이 크게 성장되지 않았으나, 1000°C 이상에서는

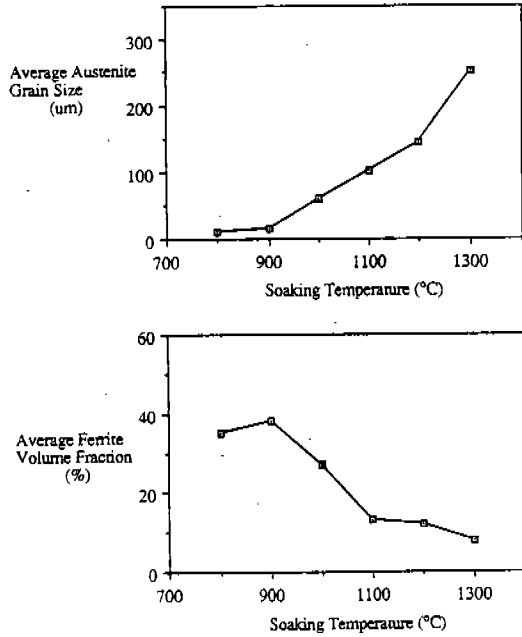


Fig.1 Average austenite grain size and ferrite volume fraction as a function of soaking temperature

결정립이 급격히 조대화되는 것을 알 수 있다. Fig.2를 보면 1000°C에서 일부 결정립이 비정상적으로 성장하여 혼립상태를 나타내며, 1100°C 이상에서는 모든 결정립이 조대화되었다.

페라이트 분율과 형상은 Austenite 결정립크기와 밀접한 관련이 있는데, Austenite 결정립성장이 지체되는 900°C이하에서는 페라이트가 등축의 균일한 형상을 가지나, 1000°C에서 막상 페라이트가 나타나기 시작하며 그 부피분율이 급격히 감소되었다. 이는 가열온도의 상승에 따라 Austenite 결정립의 조대화로 인해 페라이트 핵생성수가 줄어들기 때문이다.

Fig.3.에는 인장특성과 경도에 미치는 가열온도의 영향을 나타내었다. 가열온도가 높을수록 인장강도, 항복강도 및 경도는 증가하고 연신율은 감소되었는데, 특히 1300°C에서 인장강도, 항복강도의 증가와 단면수축율의 감소가 두드러진다. 이는 미세조직의 변화, 즉 페라이트 부피분율의 감소와 함께 연속냉각곡선이 좌측으로 이동되면

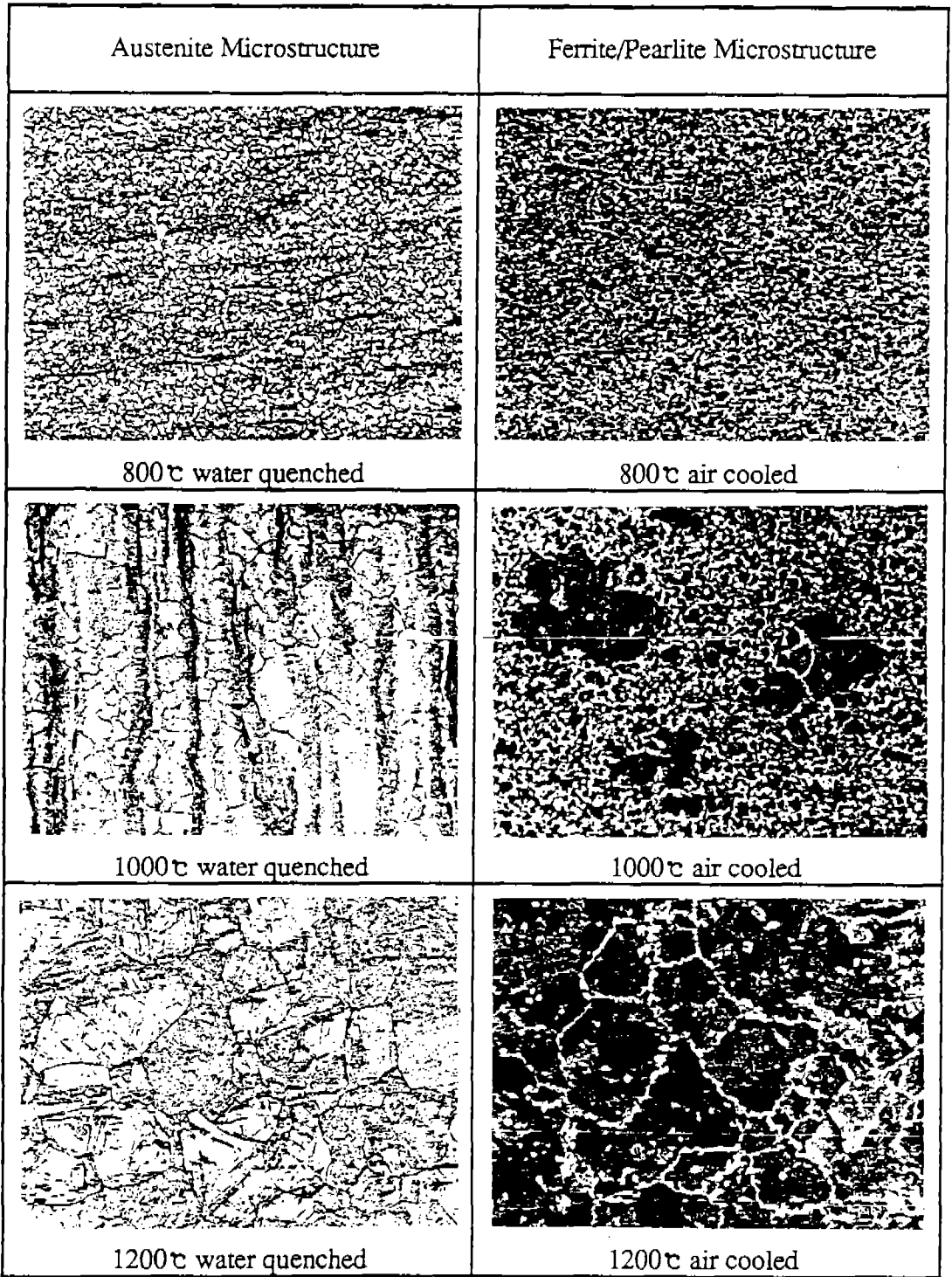


Fig.2 Microstructures as a function of soaking temperature

100 μm

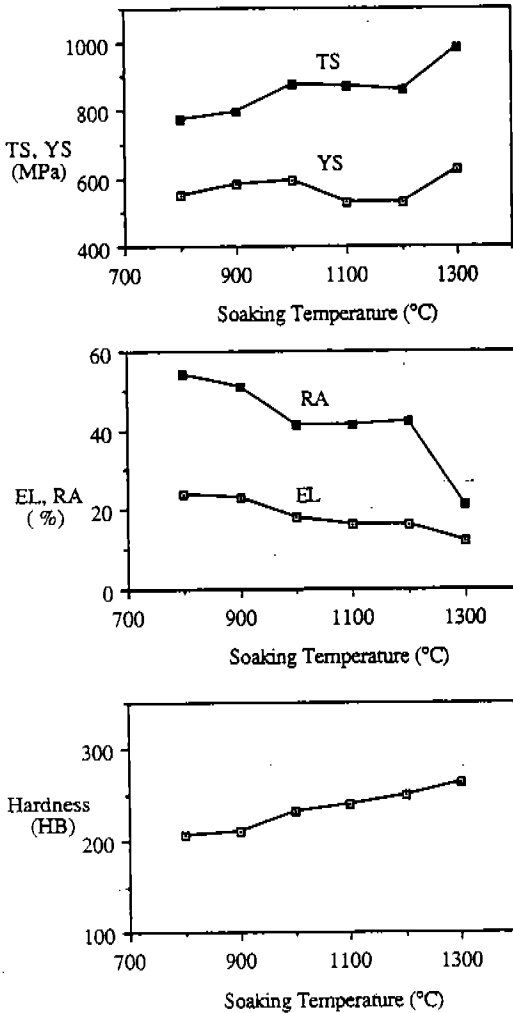


Fig.3 Mechanical properties as a function of soaking temperature

서 Pearlite의 경화능이 증가되기 때문이다.<sup>6)</sup> 사피충격흡수에너지도 Fig.4와 같이 가열온도가 증가됨에 따라 감소되었으나, 1100°C 이상에서는 큰 변화가 없었다.

비조질강은 V 등의 미량합금 원소가 Austenite에 완전 고용되고 단조 후 냉각시에 안정한 석출물로 미세 분산될 때 최대의 강화효과를 얻을 수 있는데, 이를 위해서는 1050°C 이상의 가열 온도가 요구된다.<sup>7)</sup> 그러나 가열온도가 1300°C로 높아지면 Austenite 결정립의 급격한 조대화, 인

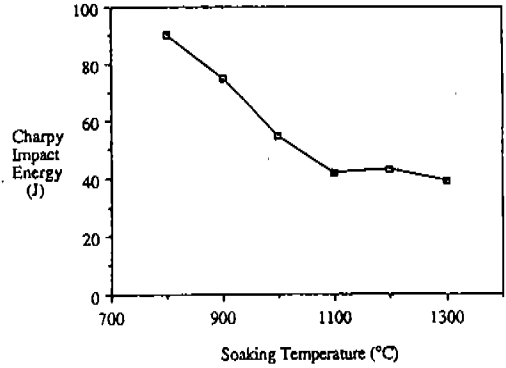


Fig.4 Charpy impact energy as a function of soaking temperature

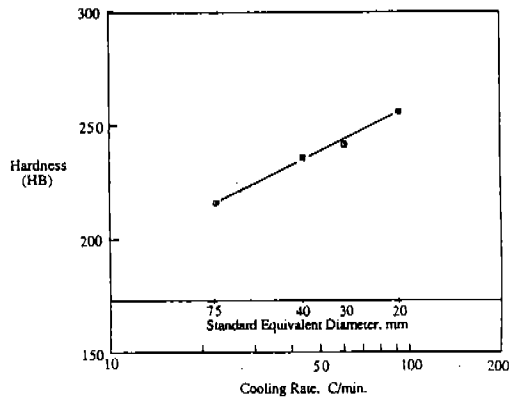


Fig.5 Effect of the cooling rate on hardness

장강도 상승 및 연신을 저하가 뚜렷하므로 단조시 가열온도는 1200°C 정도가 적합하다.

### 2.3 냉각속도의 영향

비조질강의 물성에 가장 큰 영향을 주는 인자는 단조후의 냉각속도이다. Fig.5에 나타낸 바와같이 냉각속도가 빠를 정도가 증가되었다. 그 이유는 냉각속도가 빠를수록 페라이트 변태온도가 낮아져 페라이트 분율이 감소되며, Pearlite 층상간격이 작아지고, 석출되는 V(C, N)이 미세해지기 때문이다.<sup>8)</sup> 또한, 시험 냉각속도 구간에서 정도 변화폭은 HV 215-255 정도로써 실제 제품의 정도편차에 냉각속도 영향이 크다는 것을 보여

준다. 냉각속도가 너무 느리면 석출된 V(C, N)이 성장되어 강도가 저하될 우려가 있으므로 단조후 500-600°C 까지는 개별 냉각시키는 것이 바람직하다.

### 3. 비조질강 크랭크 축

#### 3.1 시제품 제작

비조질강 크랭크 축 시제품은 1250±25°C로 가열하여 6 Ton Hammer로 단조하였다. 단조후의 냉각은 자연공냉과 Fan 냉각의 두가지로 하였으며, 냉각시 제품간격을 충분히 유지하여 500°C 이하까지 개별 냉각하였다.

비조질강 시제품의 축부 중심에서 평행부 직경 12mm, 표점거리 60mm인 인장시편을 채취하여 인장시험을 실시하였다. 또한 Journal과 Balance-weight Tip을 포함한 단면에서 경도분포와 미세조직을 관찰하였다.

#### 3.2 물 성

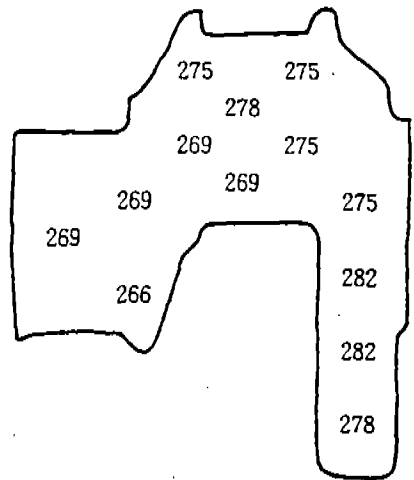
단조후의 냉각방법 차이에 따른 인장시험과 표면경도 측정 결과를 Table 2.에 나타내었다. 냉각속도가 빠른 Fan냉각의 경우 자연공냉보다 인장강도, 항복강도, 경도가 높고 연신율과 단면 수축율은 낮다.

Table 2. Mechanical Properties of Crankshafts

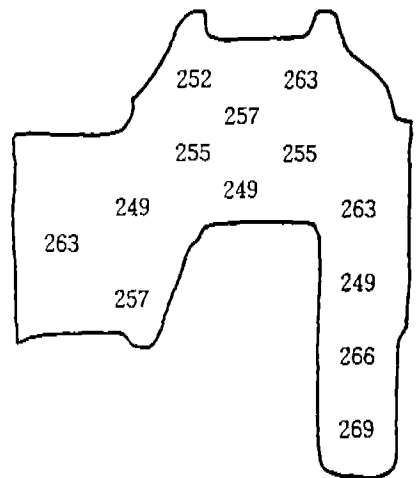
	TS (MPa)	YS (MPa)	e (%)	RA (%)	Hardness (HB)
Air-Cooled	899	577	14	30	266
Fan-Cooled	943	651	12	25	284

크랭크 축 내부의 경도분포를 살펴보면, Fig.6과 같이 자연공냉은 HB 249-269, Fan냉각은 HB 266-282로서 자연공냉이 Fan냉각보다 낮았다. 경도편차는 각각 HB 20과 HB 16으로 비교적 균일하였으나, Fan냉각이 자연공냉보다 그 편차가 작았다.

Journal과 Balanceweight Tip부의 표면 및 내부



a) Air-Cooled




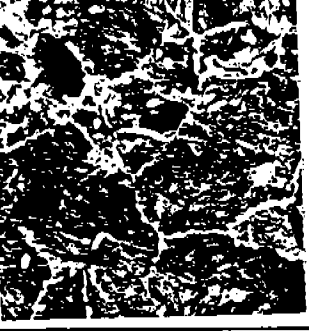


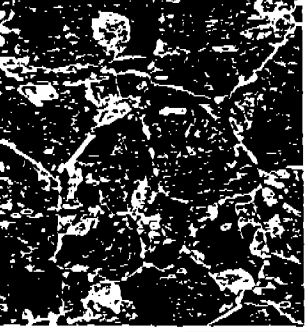



b) Fan-Cooled

Fig.6 Hardness distribution of crankshafts

미세조직은 Fig.7과 같이 Pearlite와 망상 페라이트로 이루어져 있으며, Pearlite Nodule의 크기는 냉각속도와 관계없이 ASTM No. 1-2 정도로 균일하였다. 페라이트 부피분율은 자연공냉의 경우 평균 10.1%, Fan냉각은 평균 8.8% 였다.

냉각방법에 따라 크랭크 축의 물성 변화는 명확히 관찰되었으나 그 차이가 크지 않았으며 자

	Journal		Balance Weight Tip	
	Surface	Center	Surface	Center
Air-Cooled				
Fan-Cooled				

100 μm

Fig.7 Crankshaft microstructures

연공냉과 Fan냉각 모두 요구물성을 만족하고 있다. 결국 상기 시제품 시험결과로 보아, 비교적 넓은 냉각속도 구간에서 원하는 물성 확보가 가능하다고 판단된다.

### 3.3 피로강도

랭크 축은 Service Life 동안 지속적으로 일정한 수준의 반복하중을 받는 부품이므로, 피로강도 평가시 S-N 도의 경사구간에서는 기울기보다는 피로한이 중요하다. 자연공냉한 비조질강 크랭크 축에 대한 Bending 피로시험 결과, 피로한은 336 MPa이며 잔존확률 10%/90%의 비는 1.16으로 매우 우수한 것으로 판명되었다.

## 4. 결 론

SM50C에 V을 0.1% 첨가한 비조질강을 크랭크 축에 적용하고자, 가열온도와 냉각속도에 따른 물성변화를 파악하고 적정조건으로 시제품을 제작하였다. 가열온도는 1200°C가 적당하며, 자연공냉과 Fan냉각 등 냉각속도 차이에 의한 물성 변화는 크지 않았고 모두 요구물성을 만족하였다. 또한 자연공냉한 크랭크 축의 피로시험 결과 충분한 피로한을 나타냈다.

## 참 고 문 헌

1. R. Lagenborg, "Optimization of Microalloyed Ferrite-Pearlite Steels", *Fundamentals of Microalloying Forging Steels*, TMS, pp. 39-54, 1987.
2. H. Hashimoto, Y. Serino, Y. Aoyama and K. Hashimoto, "Non Heat-Treated Vanadium Alloyed Steel Crankshaft", SAE Paper No. 820125, 1982.
3. S. Gunnarson, H. Ravenshorst and C. M. Bergström, "Experience with Forged Automotive Components in Precipitation Hardened Pearlite-Ferritic Steels", *Fundamentals of Microalloying in Forging Steels*, TMS, pp. 325-338, 1987.
4. 子安善郎, 高田啓督, 高橋捻彦, 竹田秀俊, 石井伸幸, "高靱性熱間鍛造用非調質鋼", 製鐵研究, 第337號, pp.41-48, 1990.
5. P.M. Unterweiser, "The Development and Construction of Continuous Cooling Transformation Diagrams", *Atlas of Continuous Cooling Transformation Diagrams for Engineering Steels*, ASM, pp. 223-248.
6. M. Leap E. L. Brown, P. Mazzare and G. Krauss, "The Evolution of Microstructure and Precipitate Dispersion during Reheating in a Vanadium Modified 1045 Steel", *Fundamentals of Microalloying Forging Steels*, TMS, pp. 91-111, 1987.
7. M. Korchynsky and J. R. Paules, "Microalloyed Forging Steels-A State of the Art Review", SAE Paper No. 890801, 1989.
8. S. Niwa, I. Machida, T. Kato, N. Uyehara and Y. Tanaka, "Research and Development of Microalloyed Medium Carbon Steels", SAE Paper No. 810426, 1981.