

.....  
論 文  
.....

# 열간 압연용 고속도강 롤의 고온 특성

김태우, 최진원\*, 김동규

## High Temperature Properties of the High Speed Steel Roll of Hot Finishing Mill

Tae-Woo Kim, Jin-Won Choi\* and Dong-Gyu Kim

### Abstract

High temperature properties such as hot hardness and thermal fatigue resistance of high speed steel roll of hot finishing mill have been investigated. Two kinds of roll having compositions, Fe-1.75% C-5.9% Cr-1.74% Mo-4.94% V-2.03% W (A specimen) and Fe-2.27% C-8.86% Cr-2.91% Mo-3.92% V-1.86% W (B specimen) were prepared for investigating the microstructure and crack propagation mode. A specimen has greater amounts of  $M_7C_3$  type carbides and less amounts of MC type carbides in comparison with B specimen. Hot hardness showed sudden decrease over 400°C, resulting in the hardness decrease of 50% at the temperature of 600°C, and showed little variation with time at 500°C and 800°C. Thermal crack was developed at 550°C in A specimen and 600°C in B specimen.

### 1. 서 론

최근의 열간 압연 동향은 치수 및 형상의 정밀도 향상, 고가공성 고강도강 및 특수강 등 제품의 다양화, 박물 제품의 증가, 강판표면의 엄격화 등 수요가의 요구가 다양해지고 있으며, 압연라인의 연속화 및 고속화, 압연용 롤의 극소구경화 등 열연조건은 더욱 가혹해 지고 있는 실정이다. 따라서 압연용 작업롤의 표면손상과 표면거칠음의 가속화, spalling 및 절손 등 롤사고가 빈번해지고 있다.[1~3] 특히 열간 사상 압연용 작업롤은 고온의 피압연재와의 접촉에 의한 가열과 롤 냉각수에 의한 냉각의 빠른 반복으로 인하여 가혹한 열피로 환경에서 사용되며, 강판 표면품질과 직결되는 롤표면 거칠기는 열피로에 의해 지배된다고 볼 수 있다.[4, 5]

최근에 제품품질 및 생산성 향상을 위해 롤재

질 면에서 내마멸성과 내열피로성이 대폭 개선된 고속도강계 롤의 사용이 확대되고 있다. 고속도강 롤은 Cr, V, W, Mo 등의 합금원소 첨가에 의해 내마멸성, 내열피로성 그리고 고온강도 등이 대단히 우수하며 내표면거칠음성도 우수하고 내사고성이 높아 사상압연용 작업롤로서 사용량이 증가되고 있다.[6~8] 그러나 고속도강 롤은 원심주조시 탄화물간 비중차이에 의한 탄화물 편석 그리고 Hi-Cr 롤이나 Ni grain 롤에 비하여 높은 압연하중과 마찰계수를 나타내는 등 제조 및 사용상의 문제점들도 보고되고 있다.[9, 10] 또한 고속도강 롤 제조시 필수적으로 수반되는 열처리 공정에서, Roll의 core로 사용하고 있는 주철의 용융점 이상으로의 승온이 불가능함에 따라 오스테나이트화 온도의 재설정이 필요하며 템퍼링 온도 및 횟수에 관한 검토도 선행되어야 한다.

본 연구에서는 탄소, Cr, Mo, 그리고 V의 조

동아대학교 금속공학과(Dept. of Metallurgical Eng., Dong-A University)  
\*포항종합제철(주) 기술연구소(Technical Research Lab., POSCO)

성을 달리하여 제조된 2종의 고속도강 롤에 대하여 미세조직을 관찰하고, 열처리, 고온경도 및 경시경도변화 그리고 열피로 현상 등의 고온성질을 조사하였다.

## 2. 실험방법

원심주조법으로 제조된 2종의 고속도강 롤의 외곽인 shell층을 절단, 가공하여 현미경 조직 시험편, 고온경도 시험편, 열피로 시험편을 제작하였다. 열피로 시험편의 규격은 50×65×20mm이며, 제조된 롤의 화학 조성은 XRF법에 의해 정성분석한 후 습식분석법으로 정량분석 하였고 그 결과를 Table 1에 나타내었다.

### 2.1 미세조직 관찰

롤의 shell층의 미세조직을 관찰하기 위하여 3% nital로 etching한 후 SEM 및 WDS로 각 탄화물의 성분분석을 실시하였으며 열피로 시험후 열피로 균열의 전파 특성 분석 등을 위해서 광학 현미경 및 SEM을 이용하였다.

### 2.2 열처리

급속 가열시 발생하는 표면과 내부의 온도 구배를 줄이고 열응력에 의한 균열의 발생 및 변형을 막고 표면과 내부를 균일하게 열처리하기 위해 800℃에서 10분간 예열한 다음 오스테나이트 온도로 급속히 가열하여 960℃, 1000℃, 1050℃ 온도에서 30분간 유지하여 오스테나이트화 한 다음 공냉 하였다. 오스테나이트화시에는 탈탄 방지를 위하여 10<sup>3</sup>mmHg의 진공도가 유지된 수직형 관상로를 사용하였으며 시편 장입전에 Ar개스를 충전시킨 후 시편을 장입하였다.

템퍼링은 공냉한 시편을 450℃, 500℃, 520℃, 540℃, 560℃의 염욕로에서 1시간씩 유지시킨 후 공냉하였다. 다시 이 시편들을 똑같은 온도 조건에서 1시간씩 2단 템퍼링하였다.

### 2.3 경도시험

롤의 shell층에서 채취된 판상시료의 표면에서 깊이 방향으로의 상온경도 변화를 측정하였으며 표면에서 5mm간격으로 경도를 5번 측정한 후 그 평균치를 경도값으로 하였다. 그리고 고온경도는 hot hardness를 측정하였으며 상온에서 800℃까지 온도변화에 따른 경도값 변화를 측정하였으며, 500℃와 800℃에서 시간에 따른 경시경도변화를 300분까지 측정하였다.

### 2.4 열피로 시험

50×65×20mm의 block형 시험편을 200~700℃로 유지된 머플로에서 15분간 유지한 후 상온의 물속에 급냉하였다. 이렇게 열피로 시험을 10회 반복하면서 시험편의 표면에 발생한 열피로 균열의 정량화를 위해서 직경 25mm의 원이 그려진 투명판을 시편과 겹쳐서 원과 열균열이 만나는 점의 개수(N)를 측정하였으며 측정횟수는 매 시료당 10회 측정하여 최소와 최대값을 제외하고 평균하였다. 단위 길이당 교차점의 평균개수(N<sub>L</sub>)는 식(1)을 이용하여 계산하였다.

$$N_L = N \cdot M / L \dots\dots\dots(1)$$

여기서 N은 교차점의 수, M은 배율(본 연구에서는 1) 그리고 L은 원주의 길이이다. 그리고 열균열사이의 평균간격(λ)은 식(2)를 이용하여 구하였다.

$$\lambda = 2 / N_L \dots\dots\dots(2)$$

## 3. 실험결과 및 고찰

### 3.1 고속도강 롤의 미세조직

Fig. 1에 고속도강 롤 A, B 시료의 현미경 조직사진을 나타내었다. 두 시료 공히 롤 표면에서 20mm내부의 조직으로서 초정 오스테나이트, 미세한 구형의 탄화물 그리고 회색으로 나타나는 조대한 탄화물로 구성되어 있다. 사진에서 회색으로 나타나는 상은 최종 잔류액상으로 부터 공정 반응에 의해 생성된 M<sub>7</sub>C<sub>3</sub>탄화물이며, 미세한 구

Table 1. Chemical compositions of High Speed Steel Roll(wt%).

Specimen	C	Mn	S	P	Si	Cr	Ni	Mo	V	W
A roll	1.75	0.369	0.0058	0.0214	0.92	5.90	0.918	1.74	4.94	2.03
B roll	2.27	0.400	0.0073	0.0198	0.93	8.86	1.040	2.91	3.92	1.86

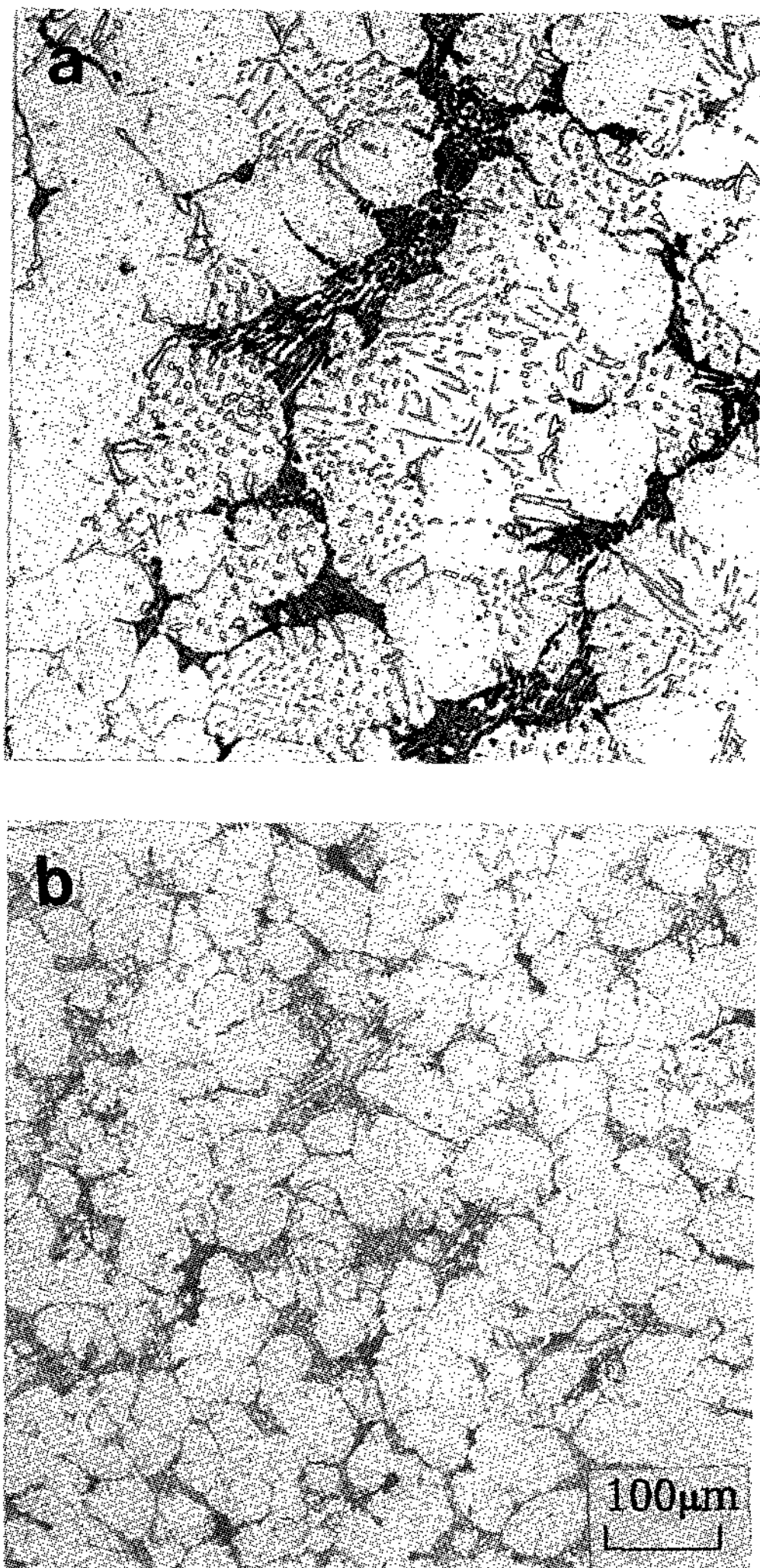


Fig. 1. Optical micrographs of high speed steel rolls at the position of 20mm from the roll surface.

(a) A specimen (b) B specimen

형의 탄화물은 초정 MC탄화물로 판단된다. 두 시료의 현미경 조직사진으로부터 B시료는 A시료에 비하여 초정 MC탄화물의 양이 현저히 줄어들었음을 관찰할 수 있다. 그리고 초정오스테나이트 수지상정 사이의 최종응고 영역에서 정출된 공정탄화물의 양은 B시료의 현미경 조직에서 증가되었음을 알 수 있으며, 그 분포도 고르게 분산되어 있다.

고속도강 롤내에 정출되는 탄화물 중 가장 경도가 높은 탄화물은 MC형 탄화물로서 MHv 3,

000이상의 경도값을 가지며  $M_7C_3$ ,  $M_2C$ ,  $M_6C$ ,  $M_{23}C_6$ ,  $M_3C$  순으로 경도가 감소한다.[9]

MC형 탄화물은, 열간 압연시 상대적으로 경도가 낮은 기지가 마멸되면서 롤 표면에 MC형 탄화물이 돌출되어 피압연재와의 접촉이 국부적으로 일어남에 따라 압연하중과 마찰계수가 증가하는 효과를 가져온다. 압연하중이 증가하면 박물 압연시 제품의 두께에 상당한 제약을 받게 되고, 마찰계수가 증가하면 롤 표면 거칠성을 나쁘게 한다.[9,10] 고속도강롤의 이러한 문제점은 MC형 탄화물의 정출량을 감소시키고 공정탄화물의 양을 증가시키며, 기지의 경도를 향상시키는 등의 개선방안을 고려할 수 있다.

본 연구에서 B시료는 A시료에 비해 탄소, Cr, Mo 함량이 높고 V 함량은 낮다. 즉 V함량이 감소됨에 따라 B시료에서 MC형 탄화물의 정출량이 감소하였고, 탄소 및 Cr 함량이 증가하였으므로 공정  $M_7C_3$  탄화물의 양이 증가함을 이해할 수 있다. 또한 Mo은 기지에 고용되어 기지의 고온경도를 상승시킨다. 이상을 종합하면 B를 시료는 A를 시료에 비하여 전술한 압연하중 및 마찰계수를 감소시킬 것으로 판단된다.

Fig. 2(a)에 A시료에 정출한 공정 탄화물을 확대하여 얻은 2차 전자상을 나타내었으며 WDS 면분석에 의한 Cr과 V에 대한 X-ray상을 각각 Fig. 2(b)와 (c)에 나타내었다. Fig. 2(a)에서 A1으로 표시된 미세한 구형의 탄화물은 초정 오스테나이트 수지상정사이 영역에서 아주 미세하게 정출되는 V이 주성분인 MC탄화물임을 알 수 있다. 그리고 A2로 표시된 곳은 응고과정의 마지막 단계에서 공정 용액에 부화된 Cr이  $M_7C_3$ 형태의 탄화물로 정출하였으며, 미소분석결과 Mo, V, W 등도 탄화물내에 상당량 존재하였다.

한편, A시료보다 탄소, Cr 및 Mo 함량이 높고 V 함량이 낮은 B시료의 이차 전자상과 각 탄화물을 WDS 정량 분석한 결과를 Fig. 3에 나타내었다.

Fig. 3(a)내에 A1으로 표시한 탄화물은 V이 주성분인 MC 탄화물이며, A2로 표시된 탄화물은 Cr이 주성분인  $M_7C_3$ 탄화물임을 알 수 있다. 그리고 A3 및 A4로 표시된 미세한 탄화물은 Mo의 함량이 높은  $M_6C$  탄화물로 판단된다.



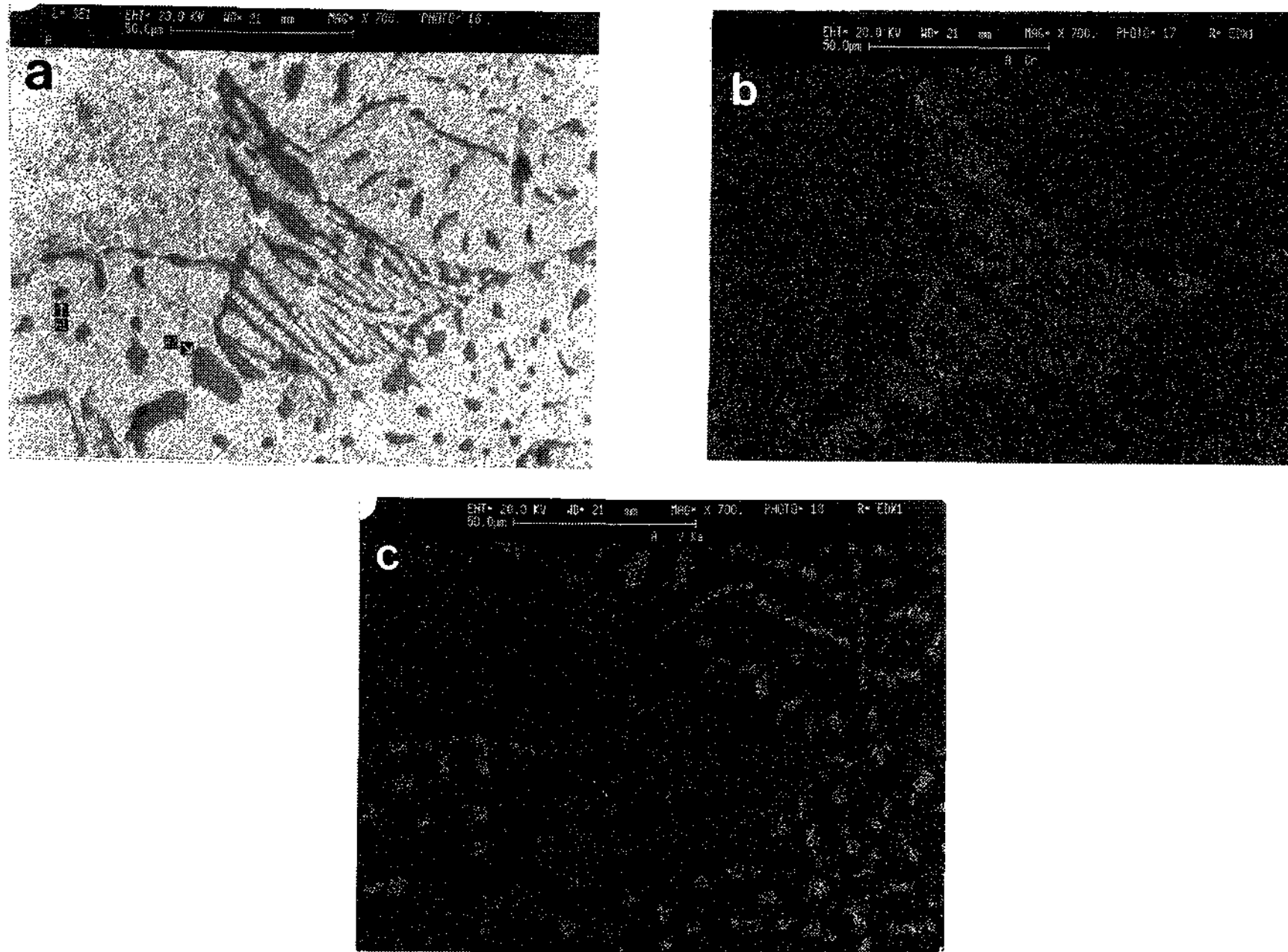


Fig. 2. SEM micrographs of high speed steel roll (A specimen).  
 (a) SE image (b) Cr X-ray image (c) V X-ray image

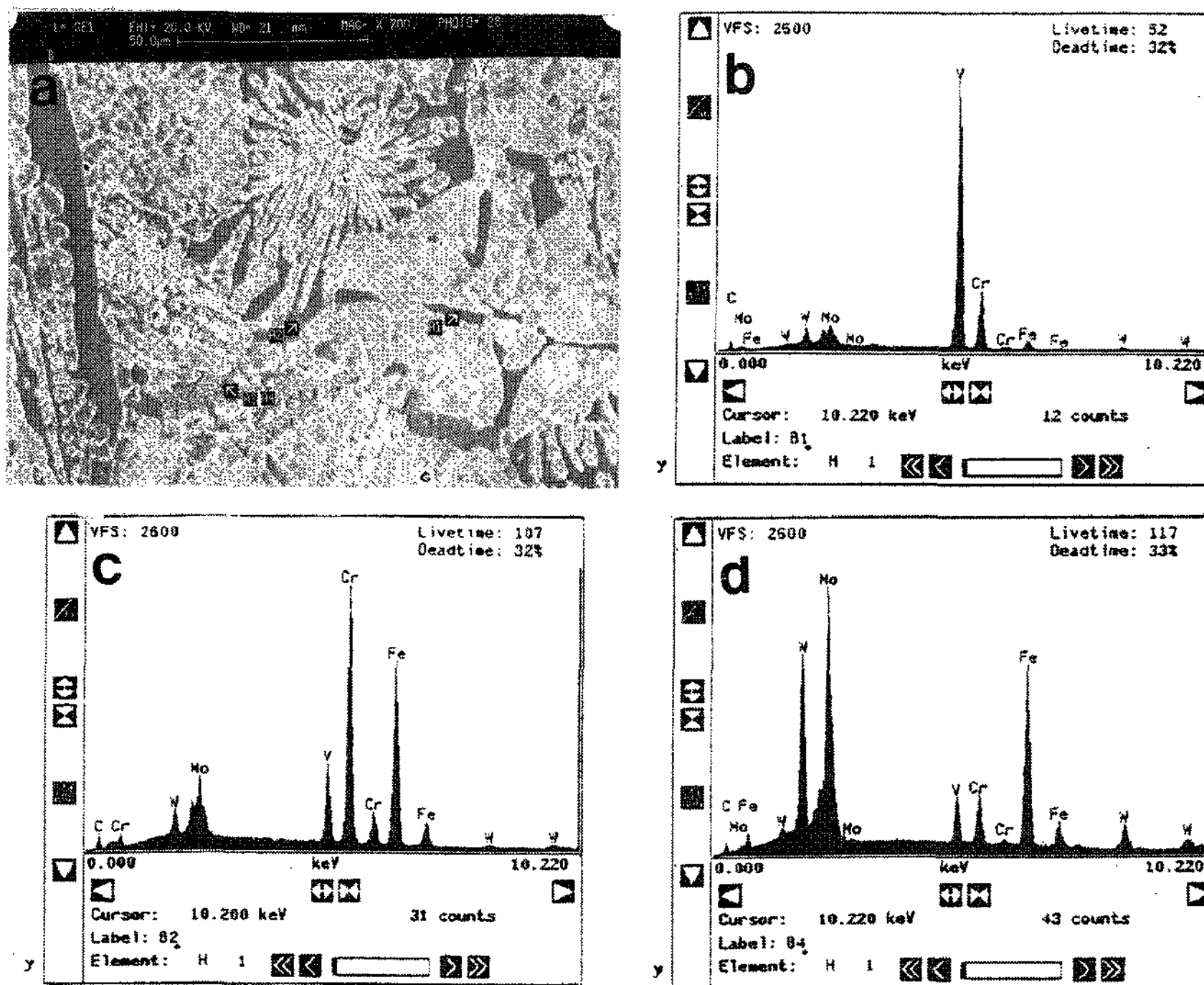


Fig. 3. Secondary electron image of high speed steel roll(B specimen).  
 (b), (c), (d) are the WDS spectra of A1, A2 and A3 region in (a), respectively.

### 3.2 열처리 후 경도특성

일반적인 고속도강의 오스테나이트화 온도는 1200°C 이상이다. 그러나 복합 롤의 경우에는 롤 core 재로서 구상흑연주철을 사용하고 있으므로, 오스테나이트화 온도를 1100°C 이상으로 승온하면 core재의 국부적인 용융을 야기하므로 1100°C 이하의 오스테나이트화 온도를 채택하여야 한다. 본 연구에서는 960°C, 1000°C 그리고 1050°C에서 각각 오스테나이트화 처리하였으며 각 온도에서 30분간 유지후 공냉한 시료를 2단 템퍼링 하였다.

2단 템퍼링 후 경도값의 변화를 Fig. 4에 나타내었다. 오스테나이트화 온도가 높을수록 최대 경도는 상승하고 있으며 오스테나이트화 온도가 1050°C일때는 500°C, 그리고 오스테나이트화 온도가 960°C 및 1000°C일때는 520°C의 템퍼링 온도에서 최대경도값을 가진다.

오스테나이트화하고 공냉한 고속도강의 조직은 탄화물과 마르텐사이트 그리고 약 30% 정도의 잔류 오스테나이트로 구성되어 있다. 템퍼링에 의해 2차 탄화물이 석출하고 석출 경화에 의한 2차 경화가 일어나며, 또한 탄화물의 석출에 의해 잔류 오스테나이트의 조절(conditioning)이 발생하여 냉각시 마르텐사이트 변태를 용이하게 한다[11].

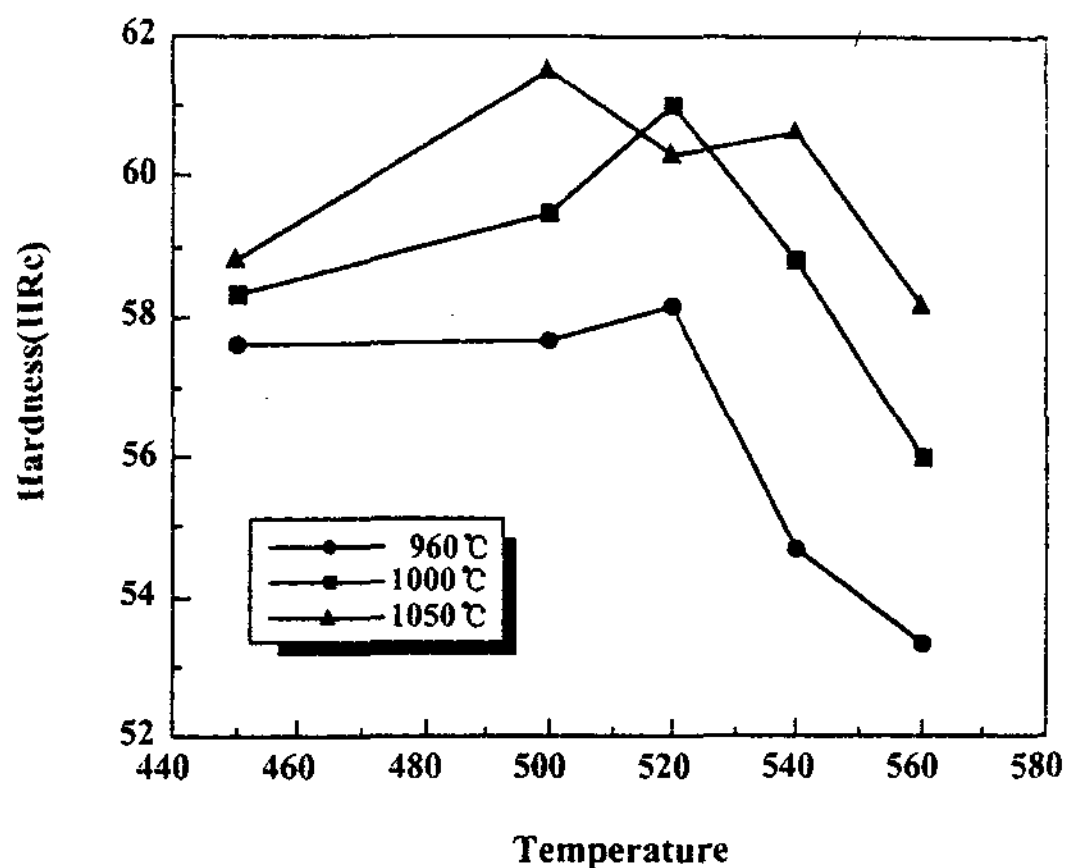


Fig. 4. Effect of austenizing temperature on secondary hardness peak after double tempering.

### 3.3 상온 및 고온경도

Fig. 5에 롤 표면으로부터 반경방향으로의 상온 경도변화를 나타내었다. 표면에서 약 50mm까지는 HRc 50이상을 유지하고 있으나, 그 이후의 깊이 즉 core재 부분에 이르면 경도가 급격히 감소한다.

그리고 B시료의 경우 경도값이 약간 높게 나타나고 있는데, 이는 현미경조직에서 고찰하였듯이, B시료의 경우 경도가 높은 VC탄화물의 정출량은 감소하였지만 공정탄화물인 M<sub>7</sub>C<sub>3</sub>형 탄화물의 양이 증가하였고, Mo 함량이 증가함에 따라 기지의 고용강화나 2차 경화에 의해 다소 높은 경도를 나타내는 것으로 판단된다.

한편, 열간압연용 롤은 고온의 피압연재와 항상 접촉하고 있으므로 고온에서의 경도 변화를 예측하는 것은 대단히 중요하다. 그러나 지금까지 실험의 어려움으로 고온경도에 관련된 데이터는 거의 없다. 따라서 본 연구에서는 템퍼링이 완료된 시료를 사용하여 고온에서의 경도 변화와 경시 변화를 측정하였다.

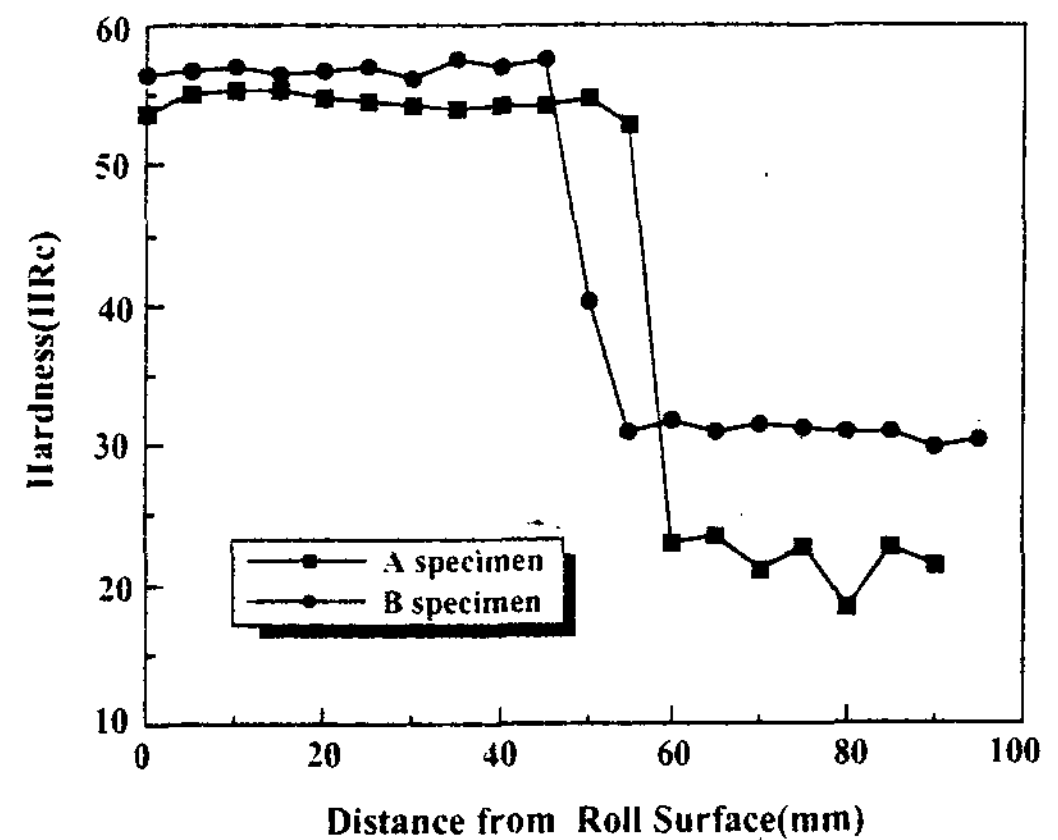


Fig. 5. Variation of hardness with the depth from surface.

고온경도 시험에는 hot hardness test와 red hardness test가 있다. hot hardness는 시료의 온도를 시험 온도까지 올린 조건에서 경도를 측정하는 시험방법이며, red hardness는 시험 온도에 유지되었던 시료를 상온으로 냉각시킨 후 경도 시험을 행한다.[11]

본 실험에서는 hot hardness로서 상온에서 800°C까지 온도 변화에 따른 경도값 변화를 측

정하였으며, 500°C와 800°C에서 시간에 따른 경시 정도 변화를 300 분까지 측정하였다.

Fig. 6에 온도에 따른 고온경도 변화를 나타내었다. 그림에서 알 수 있듯이 400°C까지는 경도의 감소 폭이 작으나 그 이상의 온도에서 급격히 경도값이 감소하고 있다. 그리고 500°C와 800°C에서의 경시 정도 변화는 예측했던 것과는 달리 시간 경과에 따른 경도의 변화폭은 미미하였다. 즉 실제 작업물의 사용시 롤 표면 온도가 약 600~700°C까지 상승함을 고려할 때[2], 약 50% 정도의 경도 감소가 있음을 고려하여야 하며 연속 사용중 큰 폭의 경도 감소는 없을 것으로 판단된다.

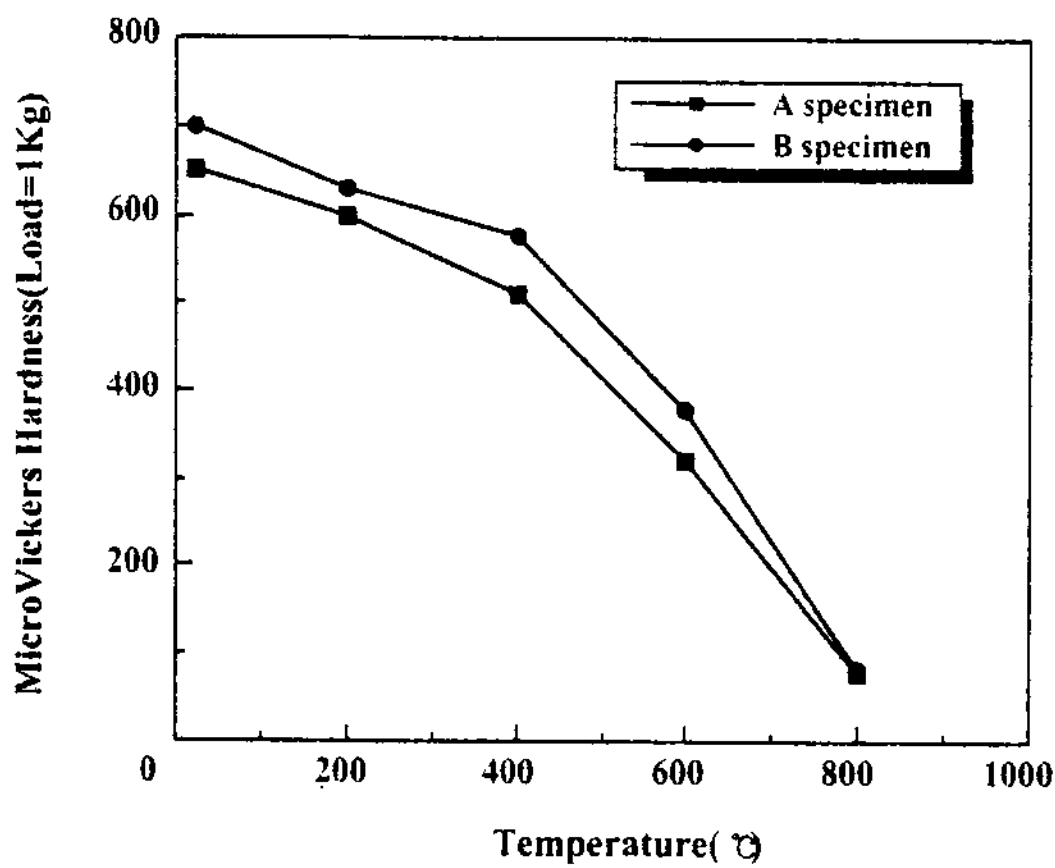


Fig. 6. Variation of hot hardness with temperature.

### 3.4 열피로 특성

열피로시험을 위하여 200~700°C의 온도로 가열된 시험편을 상온의 물속에 급냉시켜 시험편의 표면에 형성된 열균열을 관찰하였다. Fig. 7에 A와 B시료를 700°C로 가열하여 수냉하였을 때, 즉 1사이클의 가열 냉각 후에 시험편의 표면에 발생된 열균열의 거시조직사진을 나타내었다. A 시험편의 표면에 발생한 열균열은 열균열의 전파 경로가 짧은 직선 경로를 따라 전 단면을 가로지르는 양식을 보이고 있으며, B 시험편의 열균열 발생 양식은 여러 곳에서 개시된 균열이 서로 연결되면서 발생 열응력을 완화시키는 전형적인 구열 형태의 열균열을 나타낸다.

본 연구에서 A와 B시료의 열전도도는 각각

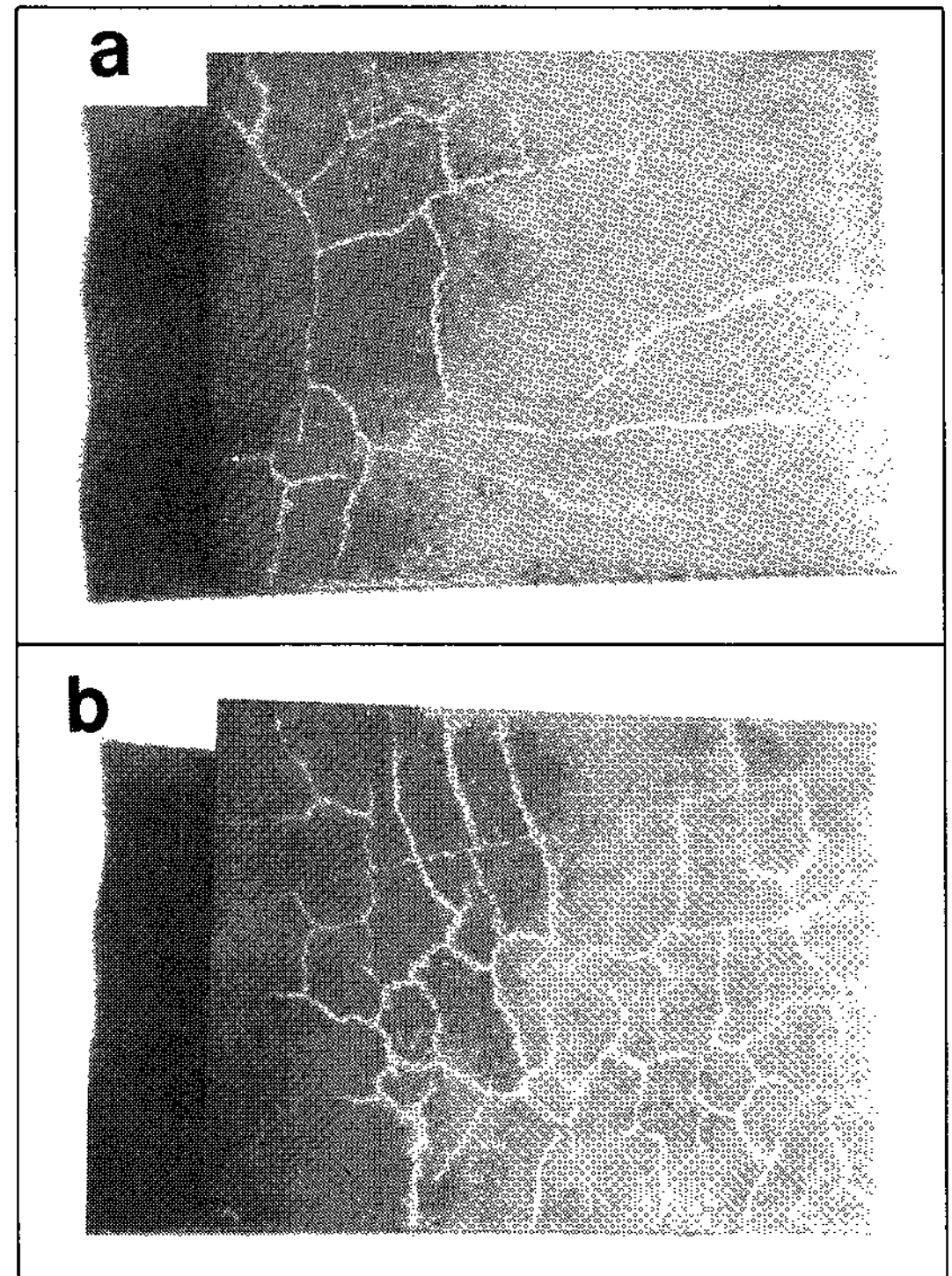


Fig. 7. Thermal fatigue crack developed on the surface of specimen A(a) and B(b).

25.5와 31.31W/m. °K로 측정되었지만, 본 연구 조건과 같이 가열 및 냉각의 조건이 가혹한 경우에는 열전도를 거의 무시할 수 있는 열충격에 해당하므로 냉각시 발생하는 열응력의 크기는 A, B 시험편에서 거의 같을 것으로 예상된다. 그러나 전술하였듯이 A 시험편의 표면에 발달된 열균열은 변형이 집중되어 있음을 의미하며, 열간 압연시 열균열이 성장하여 롤 표면이 거칠어지고 심한 경우 Spalling과 절손으로 까지 발전할 수 있음을 고려할 때, 열피로 시험 후에 표면에 발생하는 열균열의 형태는 B 시험편과 같이 구열 형태로 나타나는 것이 바람직하다고 하겠다.

Fig. 8에 A 및 B시료를 열피로 시험한 후의 단면 사진을 나타내었다. 두 시료 공히 균열은 탄화물-기지 경계에서 시작되어 탄화물을 따라 전파하고 있음을 알 수 있다. 즉 탄소 및 Cr 함량이 증가된 B시료의 경우가 탄화물의 면적률이 많으며 분산이 양호하고 공정  $M_7C_3$  탄화물도 A 시료에 비해 미세하므로 균열의 전파 양식이 다른 현상을 이해할 수 있다.



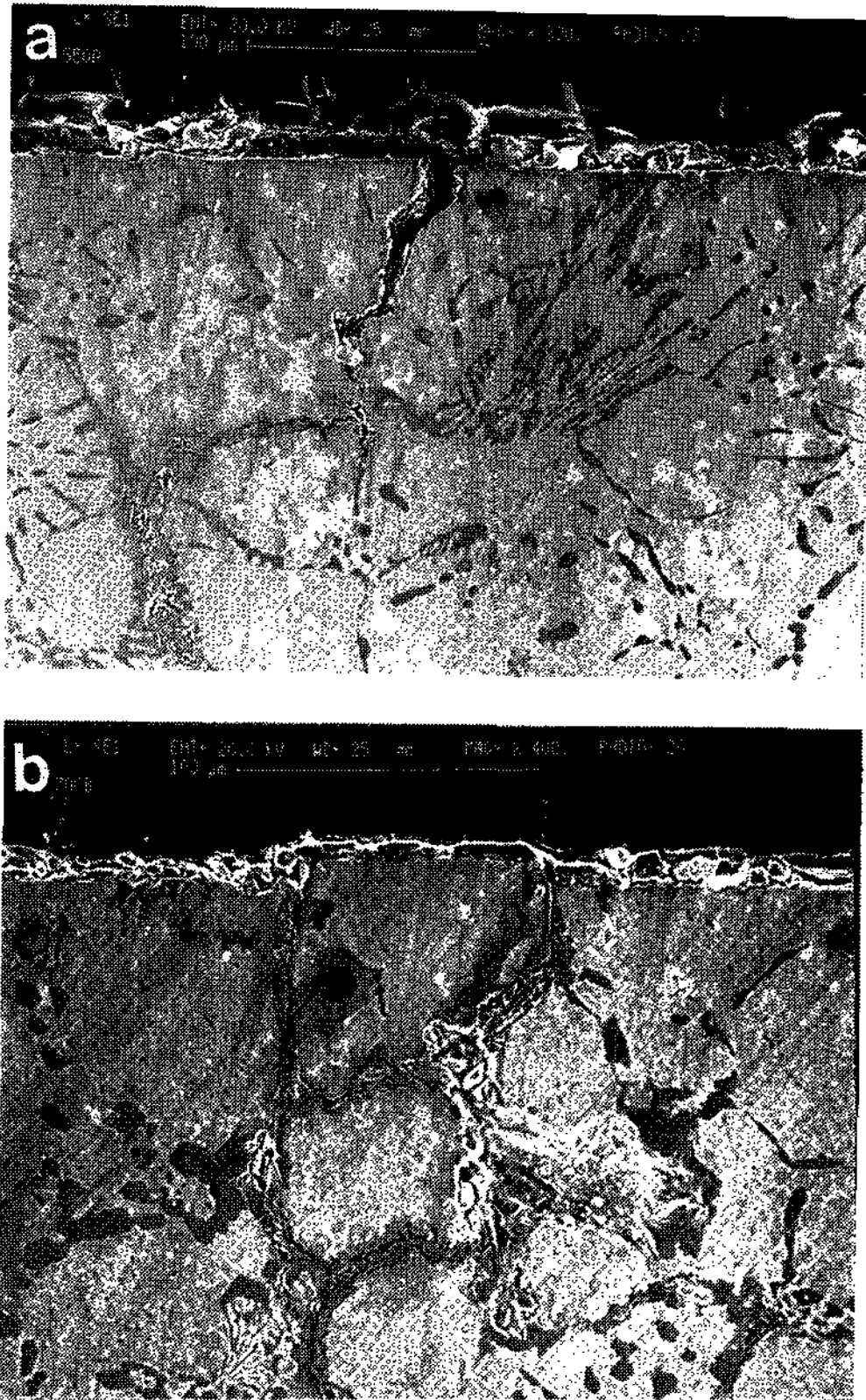


Fig. 8. SEM micrographs of cross-section of thermal fatigue specimen showing the propagation of thermal crack. (a) A specimen (b) B specimen

열피로 사이클 수에 따른 각 온도에서의 단위 길이당 발생 열균열의 개수 및 균열간 거리의 변화를 Fig. 9와 Fig. 10에 나타내었다. 열 사이클 수가 증가할수록 단위 길이당 열균열의 수는 증가하며 가열온도가 높을수록 그 기울기가 급격히 증가하고 있다. 그리고 B시험편은 550°C에서는 균열이 생성되지 않았으며, 600°C 이상에서 균열이 발생되기 시작하였다. Hi-Cr roll이 400°C, 그리고 Ni Grain roll이 300°C의 가열온도에서 열균열이 발생함을 고려할 때[12], 고속도강 롤의 내열피로성은 대단히 우수한 것으로 판단된다.

4. 결 론

- 1) Fe-1.75% C-5.9% Cr-1.74% Mo-4.9% V-

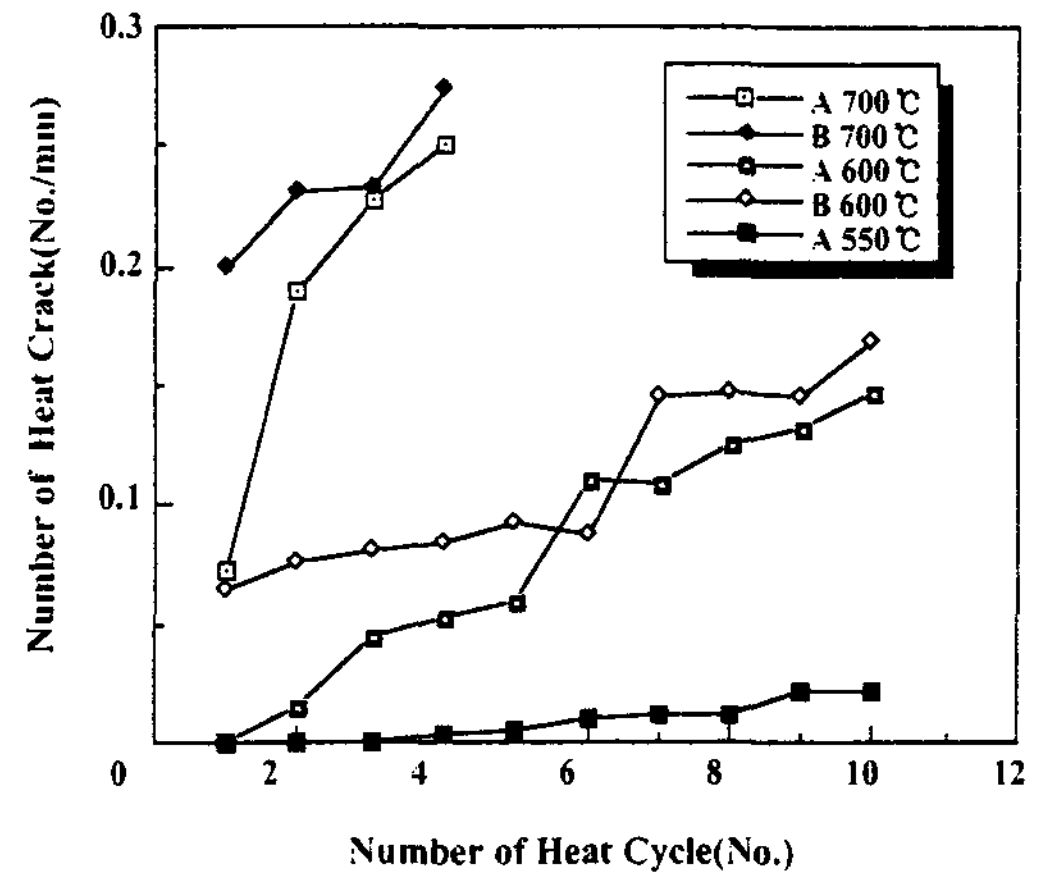


Fig. 9. Variation of number of heat cracks per millimeter with heat cycle and temperature.

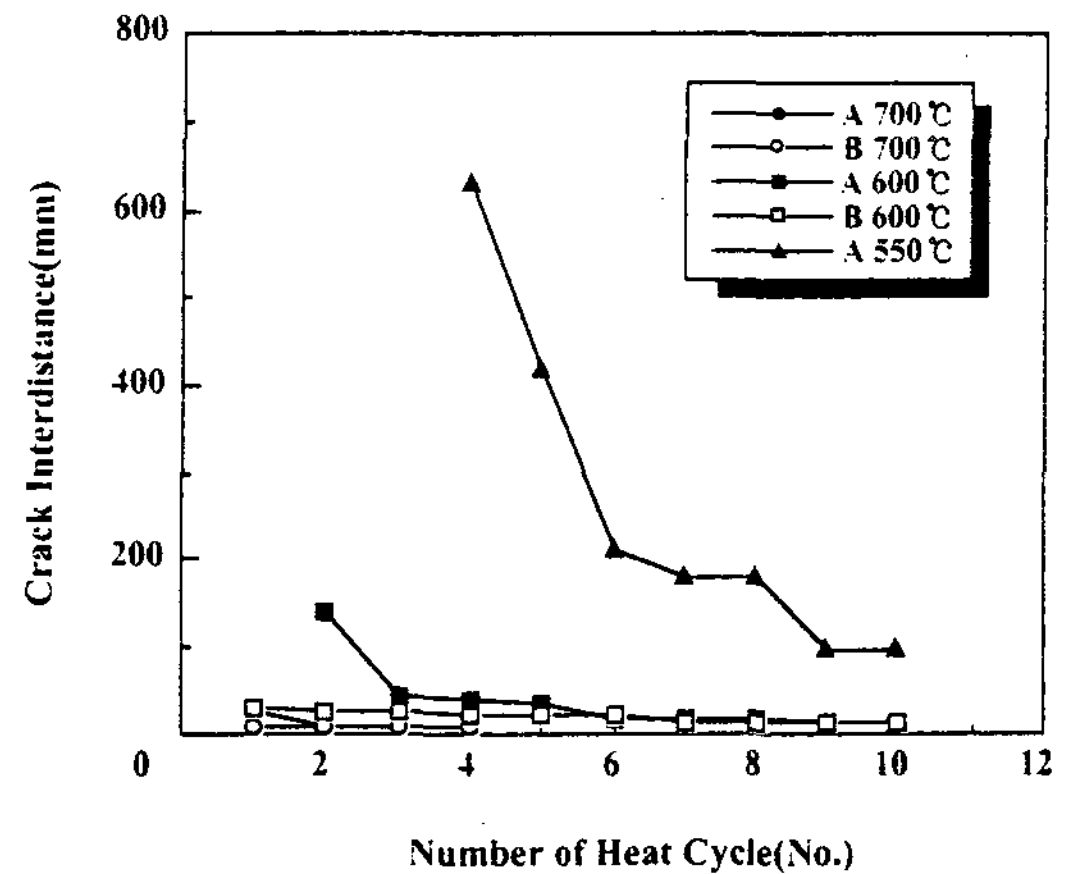


Fig. 10. Variation of average crack spacing with heat cycle.

2.03%W 조성의 A시료에 비하여 Fe-2.27% C-8.86% Cr-2.91% Mo-3.92% V-1.86% W 조성의 B시료의 경우가 MC형 탄화물의 정출량이 현저히 적었으며, M<sub>7</sub>C<sub>3</sub>형 공정탄화물의 개수 및 면적률은 증가하였다.

2) B시료의 경우가 상온 및 고온경도값이 다소 높게 나타난다. 이는 공정탄화물 면적률의 증가와 기지 고용강화에 의한 것으로 판단된다.

3) 고온경도는 400°C 이상에서 급격히 감소하여, 롤 사용온도인 600°C에 이르면 약 50%의 경도감소가 일어난다. 그리고 500°C 및 800°C의 고온경시경도변화는 300분까지 미미 하였다.

4) A시료는 550℃, B시료는 600℃이상에서 열균열이 발생하였으며, 열균열의 발생양식은 B시료의 경우가 구열형태를 나타내었다.

## 후 기

본 연구는 1994년도 포항종합제철주식회사의 연구비 지원으로 수행되었으며 이에 감사 드립니다.

## 참고문헌

- [ 1 ] 大貫輝 : 壓延 ロールの磨耗損傷と耐久化, (1991) 2.
- [ 2 ] 橋本光生 : What's New in Roll Technologies of the World, Research Committee on Rolling Roll, (1995) 61.
- [ 3 ] 小關智也 et al : ibid, (1995) 69.
- [ 4 ] H. Hiraoka, Y. Kataoka, I. Hishinum a : ISIJ Int'l, 32(1992) 1177.
- [ 5 ] O. Kato, H. Yamamoto, M. Ataka, K. Nakajima : ibid, (1992) 1216.
- [ 6 ] Y. Sano, F. Murakami, M. Ooshima, T. Oohata : 日立金屬技報, 4(1992) 91.
- [ 7 ] Y. Sano, T. Hattori, M. Haga : ISIJ Int'l, 32(1992) 1194.
- [ 8 ] M. Hashimoto et al : ibid, (1992) 1202.
- [ 9 ] Kawasaki Steel Corporation : High Speed Steel Roll, (1995) 3.
- [ 10 ] Hitachi Metals : New Developed Low Rolling Load HSS Roll, Technical Report, (1995) 1.
- [ 11 ] G. Hoyle : High Speed Steels, Butterworths, (1988) 67~69, 130.
- [ 12 ] Kubota : KS1991-2-6, (1991) 4.