

■■■■■■■■■■
論 文
 ■■■■■■■■■■

ESR 한 M2 강의 열처리에 따른 미세조직 및 물성 변화

이기종* · 김문현 · 이정근 · 주대현 · 김명호†

Variation of Microstructure and Property of the Electro-slag Remelted M2 Steel with Heat Treatment Conditions

Ki-Jong Lee*, Moon-Hyun Kim, Jeong-Keun Lee, Dae-Heon Joo and Myung-Ho Kim†

Abstract

In order to investigate the variation of microstructure and property of the Electro-slag Remelted M2 steel, microstructure observation, hardness, and bending test were performed by using optical microscope, SEM/EDS, rockwell hardness tester, charpy impact tester and bending tester, respectively. It was revealed that the number of inclusions and content of gas elements(S, O, N) in M2 steel fabricated by ESR process decreased markedly compared to those of AIM. It seems to be due to refining effect of ESR process. The volume fraction of carbides in quenched and tempered specimens after austenitizing at 1150°C and 1240°C was measured. The volume fraction of grain boundary carbides were found to be similar for both specimens. However, The volume fraction of carbides in grain decreased with an increase of austenitizing temperature. When specimen was austenitized at 1150°C, grain boundary carbides showed needle like morphology. But, the carbides were broken with an increase of austenitizing temperature. The specimen austenitized at 1240°C showed higher hardness and lower bending strength compared to that of 1150°C. As expected, toughness increased with sub-zero quenching treatment. (Received June 14, 2002)

Key words : ESR Process, High Speed Steel, M2 Steel, Heat Treatment, Subzero Quenching

1. 서 론

고속도 공구강(High Speed Steel ; HSS)은 경도와 내마모성, 특히 고온에서의 기계적 특성이 우수하여 일반적으로 절삭용 공구(바이트, 커터류), 드릴(Drill), 리이머(Reamer) 등에 사용되고 있으며, 현재는 그 적용 범위가 확대되어 압연롤 재료로 그 쓰임이 증가하는 추세이다[1]. 고속도 공구강은 크게 T형(W계)과 M형(Mo계)으로 대별되어지며 이 중 T형 고속도 공구강은 경하고 내마모성이 풍부하기 때문에 주로 절삭용 공구(바이트, 커터류)로 사용되고, M형 고속도 공구강은 드릴, 리이머 등에 전용으로 사용되고 있다. 현재 미국의 경우 전체 고속도 공구강의 85% 이상이 M형의 공구강으로 생산되고 있는 실정이다. M형 고속도 공구강

중 본 실험에 적용되어진 M2강은 W의 일부를 Mo으로 대체 한 Fe-6W-5Mo-4Cr-2V-0.8C의 조성으로 한다. 공구강의 제조에 있어서 열처리 과정은 매우 중요한 과정 중의 하나이다. M2 고속도 공구강의 열처리는 1240°C에서 오스테나이트화 처리한 후 서브제로 퀴칭, 그리고, 560°C, 540°C에서 2회 이상의 템퍼링 과정을 통해 그 강종의 기계적 특성을 갖게 되지만[2], 불순물의 혼입이나 편석 또는 가공의 분포에 따라 그 성질이 크게 저하되는 특징이 있다. 따라서 본 실험에서는 대기 용해한 주조재보다 결함이 적고, 합금 성분이 균일 분포하며, 우수한 정련의 효과가 있는 것으로 알려진[3] ESR 조업을 통해 M2 공구강을 제조하여 ESR의 정련 효과를 알아보았으며, 다양한 온도에서의 열처리에 따른 경도와 파괴 특성에 영향을 미치는 기지 조직의 마

인하대학교 재료공학부(School of Materials Science and Engineering, Inha University)

*인하공업전문대학 금속재료과(Department of Metallurgical and Materials Engineering, Inha Technical College)

†E-mail : mhkim@inha.ac.kr

르텐사이트 변태와 탄화물의 형상 및 분포의 변화를 조사하여 보았다.

2. 실험방법

상업용 M2강을 30 kg 용량의 고주파 유도로를 사용하여 대기 중에서 재용해 하여 40 mmΦ×500 mm의 봉상 인고트를 제조하였다. 이때 용강의 주입 온도는 1480°C로 하였으며, 금형의 예열 온도는 200°C로 하였다. 본 실험에서 사용한 상업용 M2강의 조성을 표 1에 나타내었다. ESR 조업에 있어 슬래그의 조성은 용탕의 청정화 정도를 결정하고 ESR 조업의 안정성을 결정하는 중요한 용해 변수이다. 본 연구에서는 비교적 전기적으로 안정하면서 청정 효과가 기대되는 CaF₂-Al₂O₃-CaO의 삼원 조성으로 하는 슬래그를 사용하여 ESR을 행하였다[4]. ESR 조업시 슬래그는 각각 70:15:15의 성분비로 총 500 g을 사용하였으며, 조업시 안전성을 위해 800°C에서 8 h 이상 충분히 건조시켜 사용하였다. 한편 소모 전극은 AIM법으로 제조한 인고트를 선반으로 표면 가공하여 표면 산화물을 제거 후 사용하였으며, 안정적인 ESR 조업을 위해 소모 전극의 하강 속도는 5~6 mm/min으로, 2차 전류의 값은 800~1000 A의 범위에서 조업하였다. 1차 전압과 2차 전압은 전극과 주형의 비에 맞추어 440 V, 40 V로 동일하게 하였다. ESR법에 의해 제조한 주괴의 주조 응력 제거를 위하여 880°C에서 4 h 동안 풀림처리를 행하였으며, 열처리한 재료의 물성평가를 위하여 방전 가공(wire cutting machine)으로 시편을 절단하였다. 열처리는 산화의 방지를 위해 불활성 분위기에서 저온 오스테나이트 영역인 1150°C와 고온 오스테나이트 영역인 1240°C로 나누어 실시하여 탄화물의 거동과 기계적 특성을 평가하였고, 퀴칭 온도는 상온까지 강제 공냉 후 액체 질소를 이용하여 -50°C와 -170°C로 하였으며, 각 조건 모두 560°C와 540°C에서 Double

템퍼링을 실시하였다. 대기 주조된 주괴와 ESR을 실시한 주괴의 성분 분석은 건식법(spectro-meter)과 습식법(ICP)으로 실시하였다. 건식법의 경우 모든 시험편에 대해 실시하였으며, 건식법으로 측정이 곤란한 S, O, N은 습식 방법을 이용하였다. 미세 조직의 관찰은 5% Nital 부식액으로 에칭(etching)한 후 광학 현미경과 SEM(X-650, Hitachi, Japan)을 이용하였으며, 개재물과 기계적 특성에 큰 영향을 미칠 것으로 생각되는 탄화물은 영상 분석기를 이용하여 정량화 하였다. 경도 시험은 로크웰경도시험기(Togohiseiki, Japan)를 이용하여 C-scale로 측정하였으며, 만능시험기(HTUT-B-981107, Hantest.co, Korea)를 이용하여 3점 굽힘시험을 실시하였다. 이 때 Cross-head speed는 0.1 mm/min으로 하였다. 굽힘 시험에 사용한 시편은 10 mm×10 mm×55 mm의 크기로 제작하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1 성분 및 미세조직

AIM재와 ESR재의 주괴를 얻은 후 시편을 채취하여 정량 분석을 한 결과를 표 2에 나타내었다. 표에 나타난 바와 같이 M2의 주요 조성인 Cr, Mo, W, V, C는 AIM재와 ESR재를 비교하여 볼 때 큰 차이를 나타내지 않았지만, S, O, N의 가스 함량은 AIM재보다 ESR재가 감소하였다. 이는 ESR 조업시 용융된 액상이 슬래그층을 통과하면서 일어나는 슬래그와 용융금속사이에서 일어나는 화학반응 및 개재물 제거에 의한 정련 효과에 기인한 것으로 잘 알려져 있다[5]. Fig. 1은 ESR재와 AIM재의 에칭 하기 전 미세 조직으로 다량의 개재물이 존재함을 알 수 있었다. 면적 분율을 측정해 본 결과 AIM재는 1.87%이고, ESR재는 0.52%로 분석되었다. 이러한 개재물 및 가스의 함유량과 금형 주조시 생기는 미세 기공으로 인해 AIM재의 기계적 특성치는 재현성이 거의 나타나지 않아 ESR재와의

Table 1. Chemical composition of commercial tool steel.

										(wt.%)
Cr	Mo	W	V	C	Si	Mn	Ni	S		
3.9	4.6	5.8	1.8	0.89	0.37	0.36	0.09	0.05		

Table 2. The analyzed chemical composition of the specimens.

											(wt.%)
Cr	Mo	W	V	C	Si	Mn	S	O	N		
AIM	3.7	4.8	6.0	1.5	0.9	0.2	0.2	0.003	0.011	0.021	
ESR	3.7	5.0	6.0	1.5	0.9	0.2	0.2	0.002	0.007	0.013	

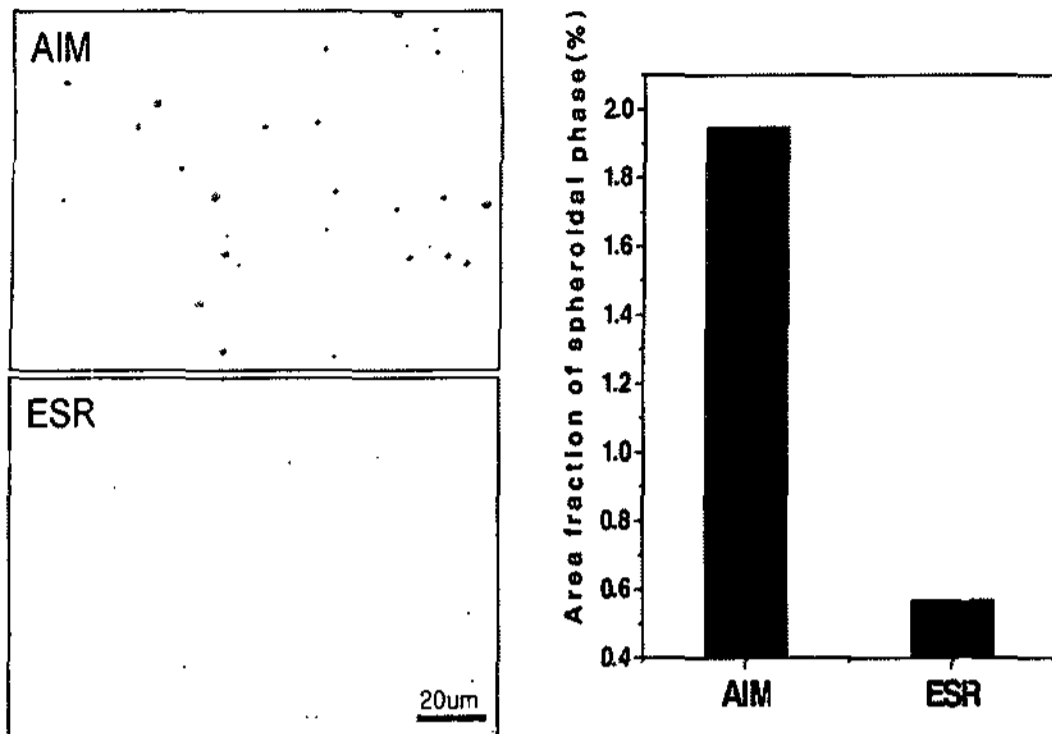


Fig. 1. Typical microstructure of as-polished specimen and areal fraction of 2nd phase.

비교 분석이 쉽지 않았다. Fig. 2는 AIM재의 미세 조직과 XRD분석 결과를 나타낸 것이다. 미세조직 관찰 결과 망목상과 침상의 입계 탄화물이 관찰되었으며, 이를 XRD 분석한 결과 탄화물의 종류는 MC, M₆C, M₂C임을 알 수 있었다. Fig. 3은 오스테나이징, 퀴칭

및 템퍼링에 따른 잔류 오스테나이트량 변화를 나타낸 것이다. Fig. 3(a)에 나타난 그래프에서 보면 1150°C의 저온에서 오스테나이징을 실시한 경우 모든 퀴칭 조건에서 잔류 오스테나이트가 거의 나타나지 않았으며, 이를 통해 저온에서 오스테나이징을 한 경우 상온 퀴칭을 하더라도 마르텐사이트 변태가 완전히 이루어짐을 알 수 있었다. 그러나, 1240°C에서 오스테나이징한 후 상온 퀴칭한 경우에는 잔류 오스테나이트량이 약 35% 이상 측정되었다. 이는 상온 퀴칭을 실시할 경우 충분한 마르텐사이트 변태가 이루어지지 않음을 나타낸 것이다. 이를 심냉 처리하였을 경우 잔류 오스테나이트는 거의 측정되지 않았으며, 이로부터 고온의 오스테나이징 온도에서 열처리를 할 경우 심냉 처리가 마르텐사이트 변태에 있어서 매우 효과적인 열처리 과정을 알 수 있었다. Fig. 3(b)에 나타난 그래프에서 보면 1150°C의 경우 상온 퀴칭만으로도 충분히 마르텐사이트가 변태가 이루어 졌으므로, 템퍼링에 따른 2차 변태는 거의 나타나지 않았다. 그러나, 1240°C에서 상온

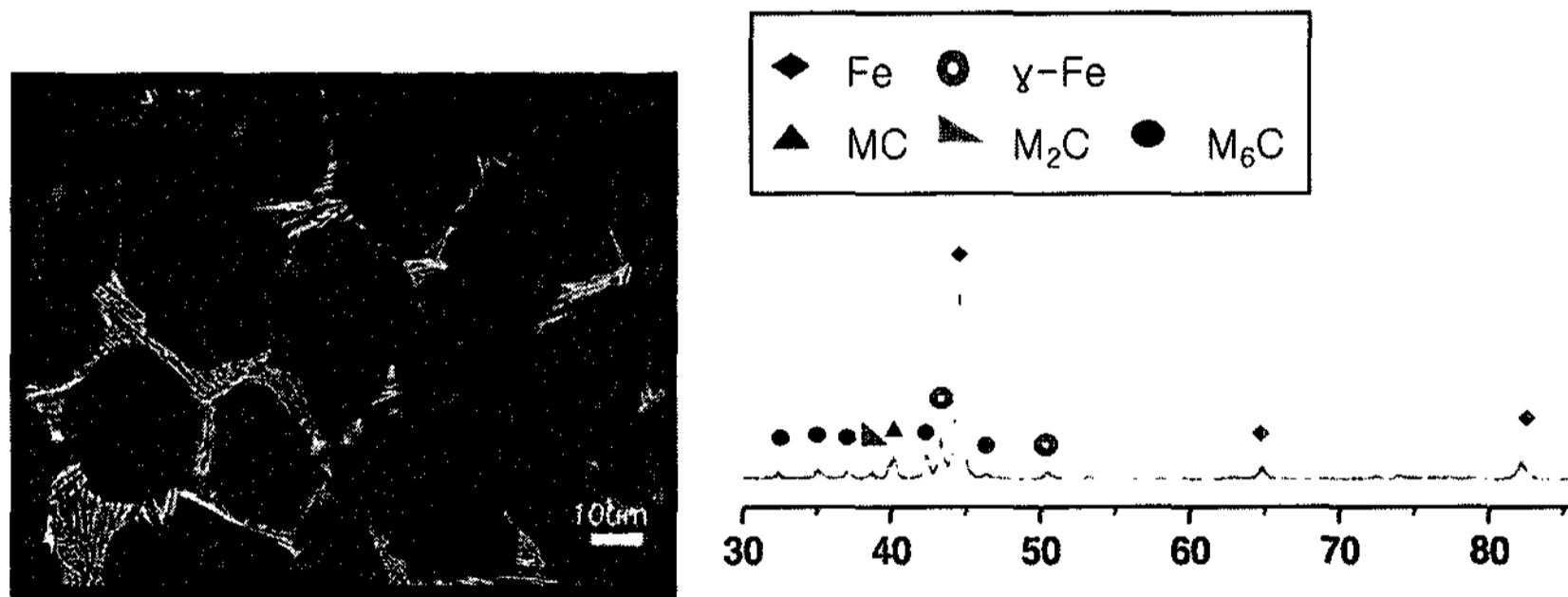


Fig. 2. Microstructure of the as-cast M2 steel and a result of XRD analysis.

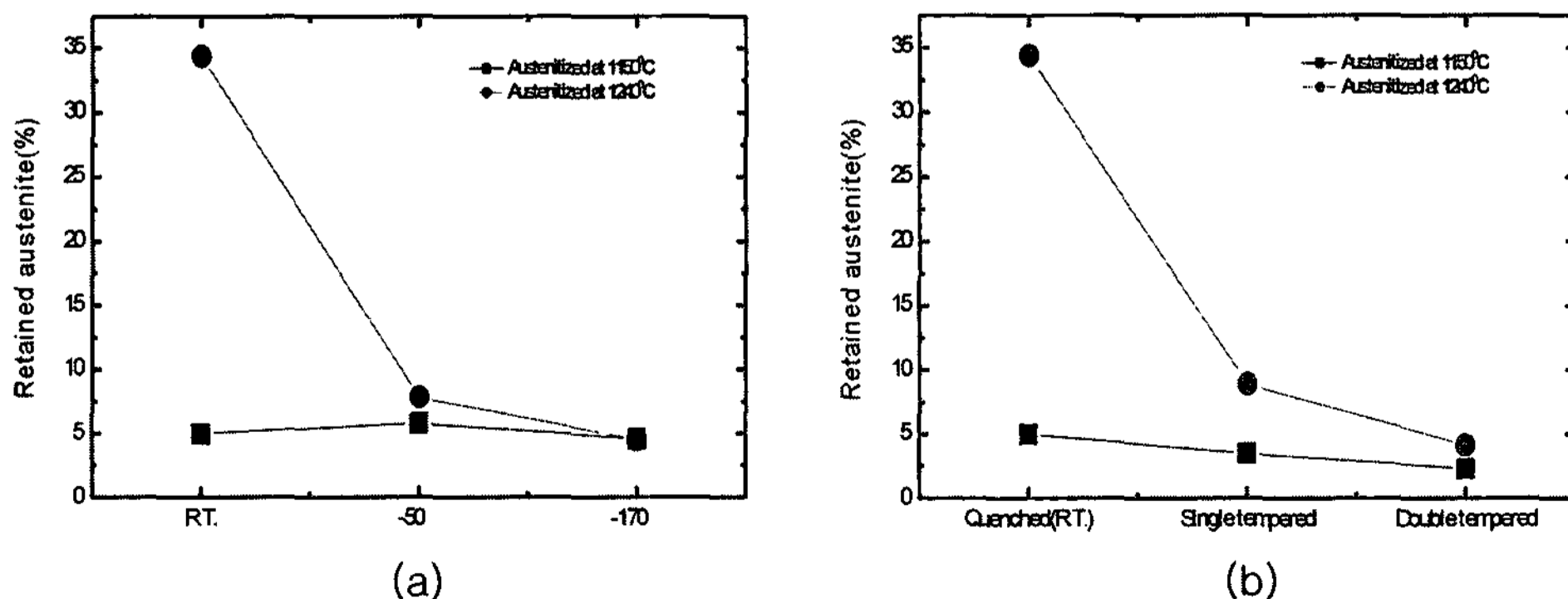


Fig. 3. Variation of the volume fraction of retained austenite.

켄칭 후 템퍼링함에 따라 잔류 오스테나이트량이 급격히 감소함을 알 수 있었다. 이로부터 1240°C의 고온에서 오스테나이징을 할 경우 심냉 처리를 실시하거나 두 차례 이상의 템퍼링 과정을 거쳐야지만 잔류하는 오스테나이트를 줄일 수 있는 것으로 나타났다. Fig. 4는 오스테나이징 및 켄칭 조건에 따른 미세조직 변화를 나타낸 것이다. 각 오스테나이징 조건에서 켄칭 조건별 미세조직의 큰 차이를 관찰할 수 없었다. 그러나,

1150°C에서 오스테나이징한 경우는 주조재의 미세조직과 큰 차이 없이 입계에서 침상의 탄화물이 관찰되었으며, 1240°C에서 오스테나이징 처리한 것은 1150°C에서 오스테나이징 처리한 침상의 탄화물보다 짧고 둥글게 끊어진 형태의 탄화물이 관찰되었다. 이로부터 오스테나이징 온도가 저온 조건(1150°C)일 경우 주조시 형성된 탄화물이 분해되지 않고 입계에 그대로 존재함을 알 수 있었으며, 고온 조건(1240°C)에서 오스테나이

	R.T.	-50°C	-170°C
Austenitized at 1150°C			
Austenitized at 1240°C			

Fig. 4. Changes of microstructure with austenitizing and quenching conditions for as-cast M2 specimens after ESR.

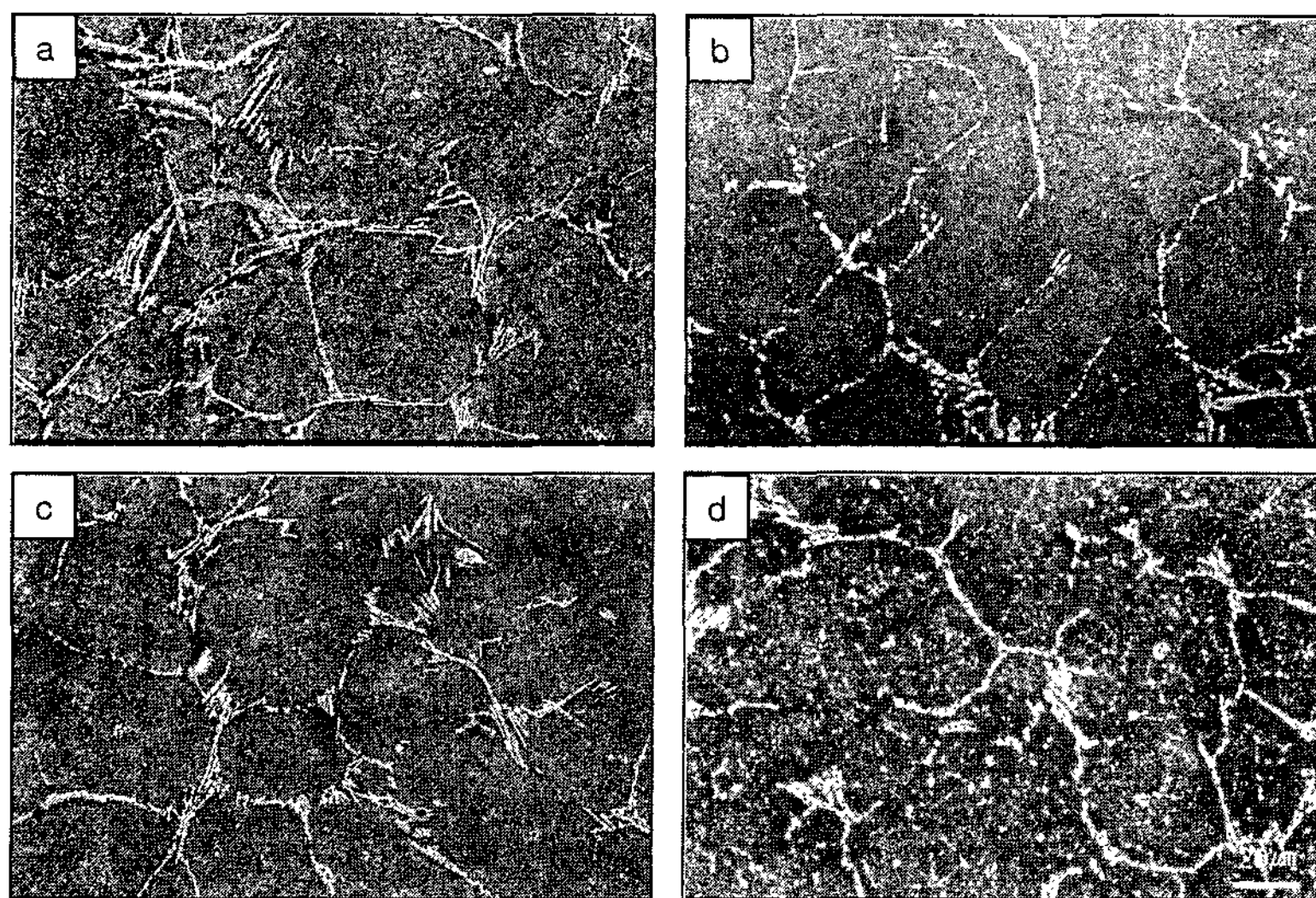


Fig. 5. Changes of microstructure with heat treatment conditions. (a) Quenched from 1150°C (b) Quenched from 1240°C (c) Quenched from 1150°C and double tempered (d) Quenched from 1240°C and double tempered.

징을 행할 경우 입계에 존재하던 탄화물이 구상에 가까워짐을 알 수 있었다. Fig. 5는 1150°C와 1240°C에서 오스테나이징 처리 후, 조건별로 퀴칭과 템퍼링한 시편의 미세조직을 나타낸 것이다. 그림에서 퀴칭 후와 템퍼링 후의 미세조직은 큰 차이를 보이지 않았다. 이미 Fig. 4에서 언급한 바와 같이 오스테나이징 온도에 따른 변화만 관찰됨을 알 수 있다. Fig. 6은 형성된 입계 탄화물의 종류를 알아보기 위하여 SEM/EDS 분석한 결과를 나타낸 것이다. 입계에 나타난 탄화물은 W 및 Mo를 주성분 원소로 하는 M_6C 와 V를 주성분으로 하는 MC임을 알 수가 있었으며, M_2C 는 관

찰되지 않았다. 이는 불안정한 M_2C 탄화물의 경우 오스테나이징 처리를 통하여 분해되어 안정한 MC와 M_6C 탄화물로 변하기 때문에 오스테나이징 후엔 M_2C 탄화물이 발견되지 않는 것으로 판단된다[6]. Fig. 7은 열처리한 시편의 입내 탄화물을 관찰하기 위하여 SEM을 이용하여 입내를 고배율로 관찰한 것이다. 열처리를 실시한 모든 시편의 입내에 미세한 탄화물이 관찰되어졌다. 입내와 입계에 나타난 탄화물을 정량화하기 위하여 영상 분석을 통해 분율을 측정하였으며, 그결과를 Fig. 8에 나타내었다. 입계 탄화물의 경우 열처리 조건에 따라 형상의 차가 다소 있었지만, 탄화물의 분

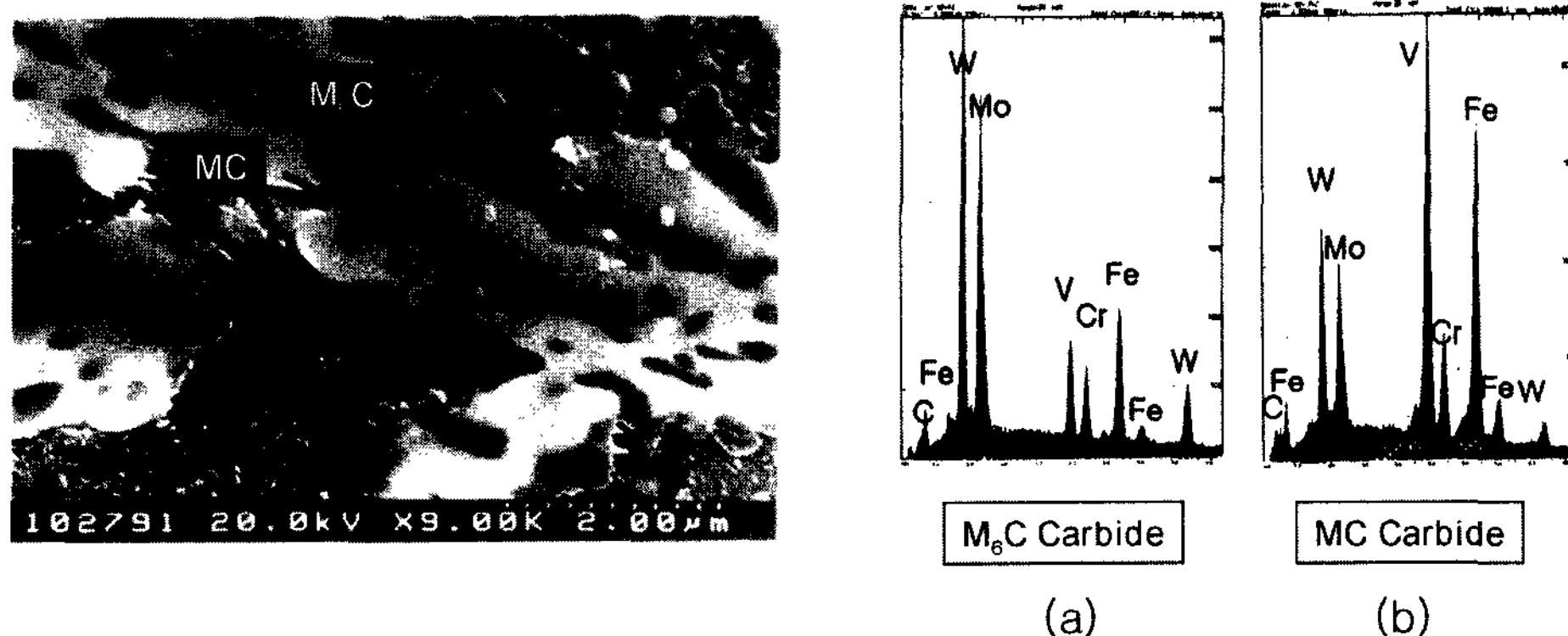


Fig. 6. Results of SEM/EDS analysis for carbides observed at grain boundary. (a)SEM image, (b)EDS spectra.

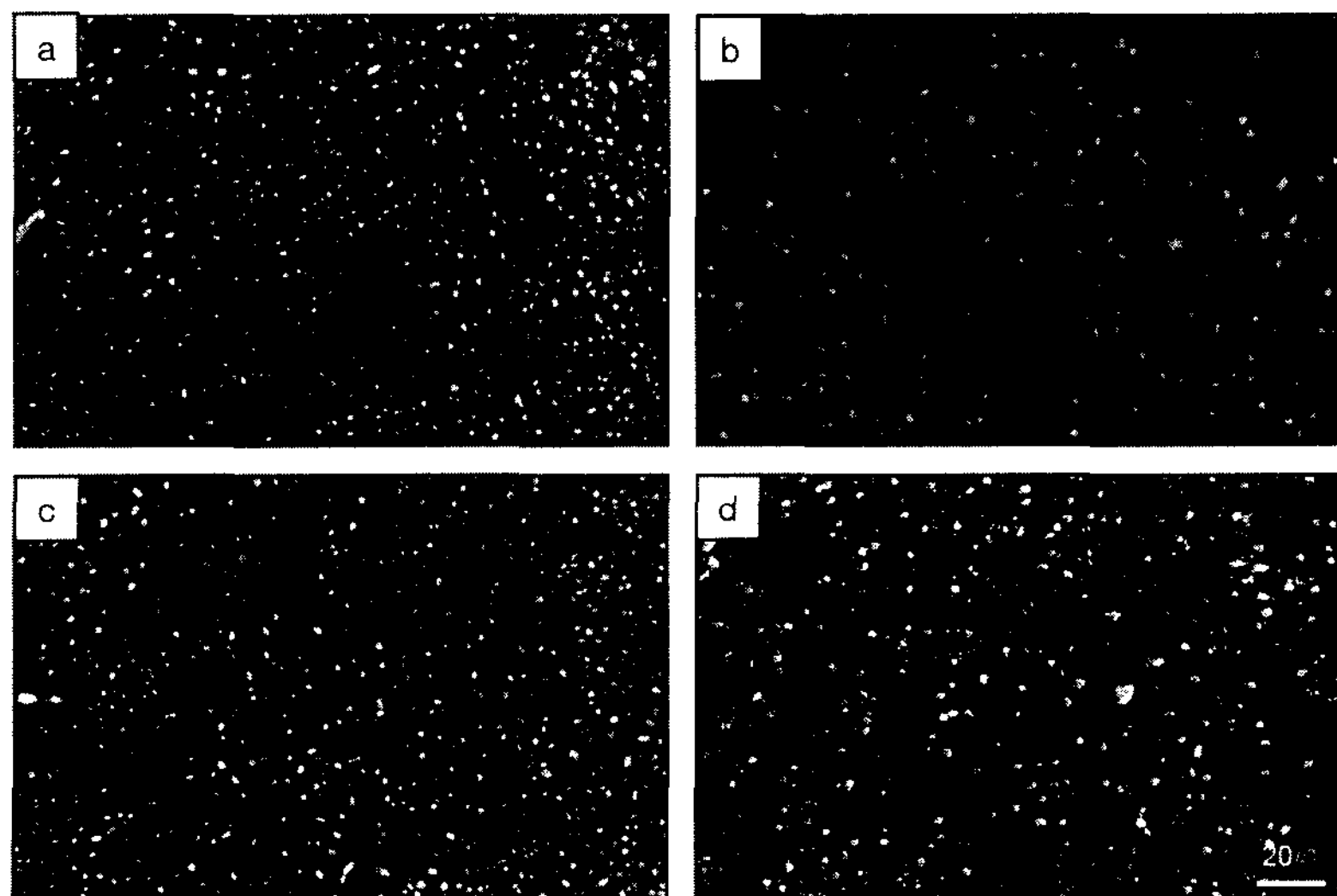


Fig. 7. Changes of carbides observed in the grain with heat treatment conditions. (a) Quenched from 1150°C, (b) Quenched from 1240°C, (c) Quenched from 1150°C and double tempered, (d) Quenched from 1240°C and double tempered.

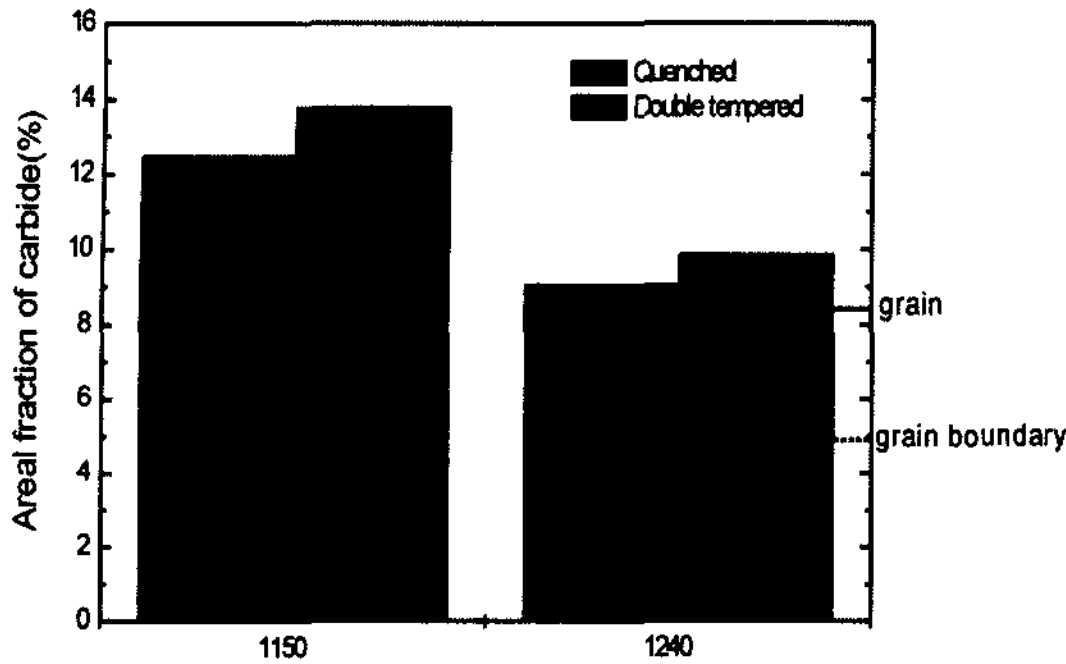


Fig. 8. Comparison of the area fraction of carbides distributed in the grain and at the grain boundary for heat treatment conditions.

율은 큰 차이를 나타내지 않았다. 그러나, 입내 탄화물의 경우 퀴칭한 경우와 템퍼링을 실시한 경우 모두 1150°C에서 오스테나이징 처리를 한 경우가 1240°C에서 오스테나이징 처리한 경우보다 상당히 많은 양의 입내 탄화물이 분포하고 있음을 알 수 있었다. 또한 템퍼링 처리에 의하여 입내 탄화물이 미량 석출됨을 알 수 있었다[7]. 입내 탄화물은 1150°C에서 오스테나이징 처리한 시편보다 1240°C의 오스테나이징 처리 조건에서 더 적은 탄화물이 관찰된 것은 1240°C의 경우 석출되었던 탄화물이 고온의 열처리 과정 중 기지로 고용되어진 후 퀴칭이 이루어져 기지에 고용된 탄소의 양이 많아 석출된 탄화물의 양은 1150°C보다 적은 것으로 사료된다.

3.2 기계적 특성

Fig. 9는 열처리 조건에 따른 경도 변화를 나타낸 그림이다. 동일한 오스테나이징 온도에서 열처리한 시편의 경우 퀴칭 조건에 따라 탄화물의 차이가 크게 나타나지 않은 결과와 유사하게 경도값도 크게 차이가 나타나지는 않았다. 그러나 1150°C와 1240°C의 오스테나이징 온도 조건에 대하여 비교하여 볼 때 1150°C에 비해 1240°C의 경우가 높은 경도값을 나타내었으며 심냉처리 한 시편의 경우 템퍼링을 한 후 경도값이 다소 낮아지는 경향을 나타내었다. 1240°C에서 열처리한 시편의 경우가 더 높은 경도값을 나타내는 것은 고온의 오스테나이징 처리 과정 중 기지에 고용되는 탄소의 양이 많기 때문에 1150°C에서 열처리한 경우보다 높은 경도값을 나타내는 것으로 사료된다[8]. 심냉처리 후의 경도값과 템퍼링과정을 마친 경도값에서 차

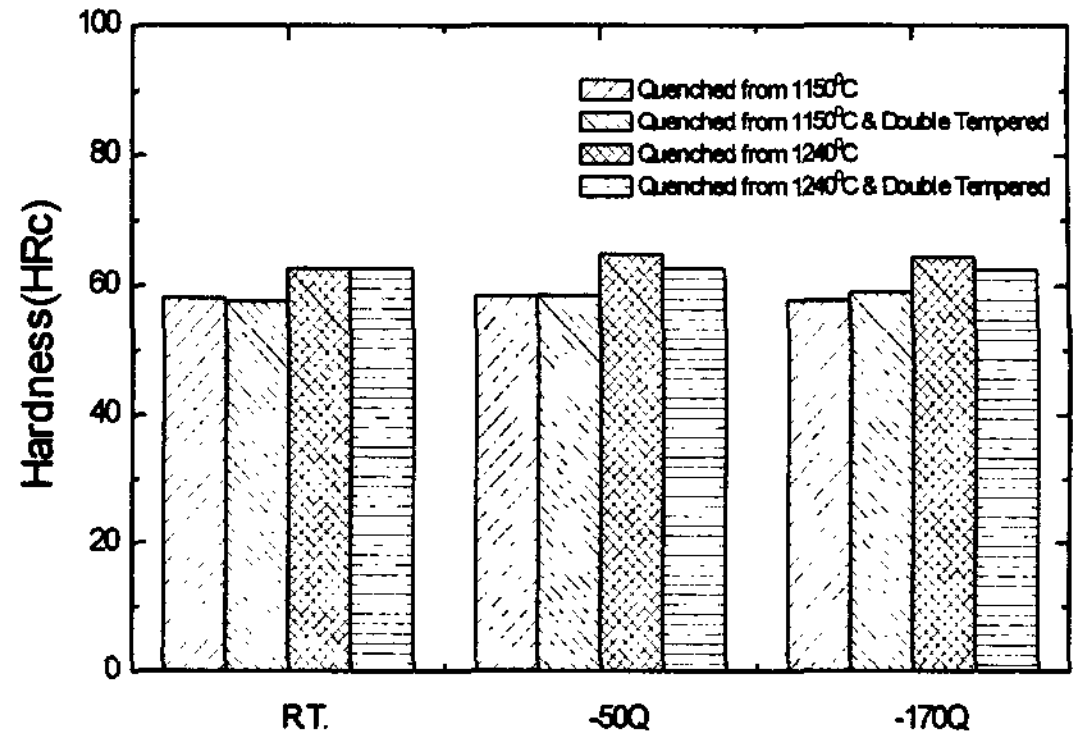


Fig. 9. Comparison of the hardness with quenching temperatures for heat treated specimens austenitized at 1150°C and 1240°C.

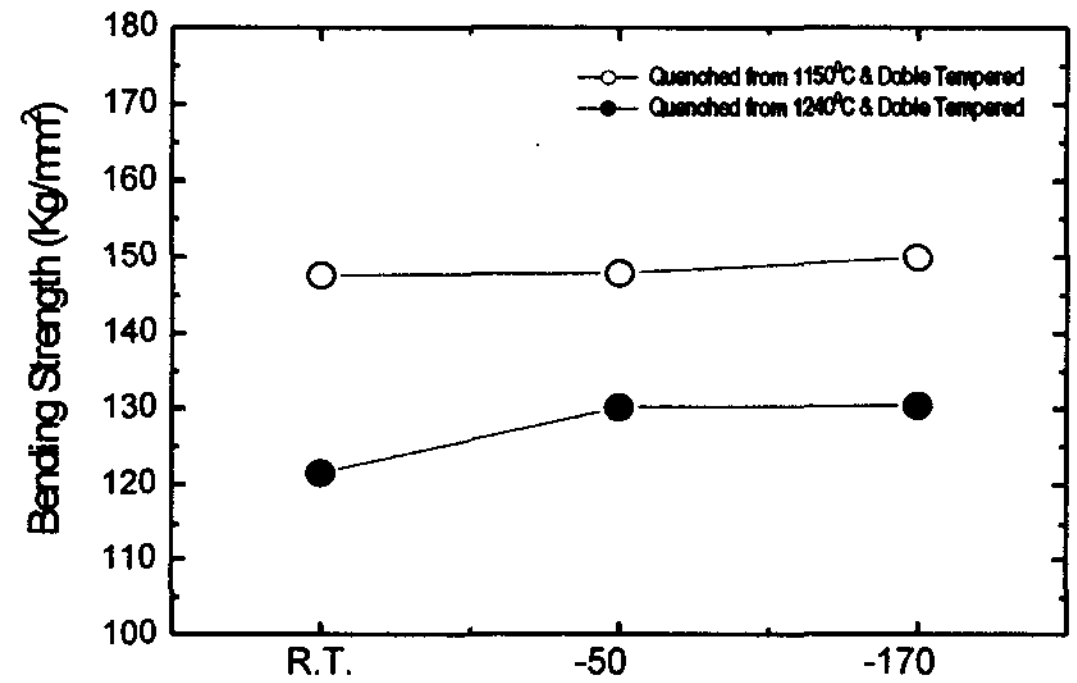


Fig. 10. Variation of bending strength with quenching conditions for double tempered specimens.

이가 나타나는 것은 퀴칭 과정을 통해 변태한 취약하고 경한 마르텐사이트가 템퍼링 과정을 통해 템퍼드-마르텐사이트로 변태하기 때문에 경도값이 다소 낮아지는 것으로 사료된다. Fig. 10은 열처리 조건 변화에 따른 각 시편의 굽힘시험 결과이다. 1240°C의 온도에서 오스테나이징 처리를 할 경우 상온 퀴칭보다는 심냉 처리함으로써 굽힘 강도가 증가함을 알 수 있었으며 1150°C 영역에서 오스테나이징 처리한 시편이 1240°C에서 오스테나이징한 시편보다 굽힘강도가 더욱 높음을 알 수 있었다[9].

4. 결 론

본 연구에서는 ESR한 고속도 공구강의 열처리에 따른 미세조직 및 파괴특성 변화를 조사하여 본 결과 같

은 결론을 얻을 수 있었다.

1. ESR을 행한 M2강은 AIM법에 의해 제조한 강에 비해 현저히 적은 개재물과 S, O, N함량을 나타낸다.

2. 상온 퀴칭을 실시한 각 시편의 잔류 오스테나이트량을 측정된 결과, 1150°C에서 오스테나이트를 정처리한 시편에서는 잔류 오스테나이트가 거의 나타나지 않았으나, 1240°C에서 처리한 시편에서는 다량 존재하였으며 1240°C에서 오스테나이트를 정처리 후 심냉 처리 또는 템퍼링 처리를 할 경우 잔류 오스테나이트가 소멸되었다.

3. 1150°C 및 1240°C에서 오스테나이트 정처리 후 퀴칭 및 템퍼링 조건 변화에 따른 탄화물을 분석해 본 결과 입내 탄화물은 1240°C의 오스테나이트 정처리 온도 조건에서 적게 나타났다. 또한 1150°C 조건에서 오스테나이트 정처리한 시편의 탄화물 형상은 긴 침상의 형태로 관찰되었으나 1240°C 조건에서는 짧게 분리되어 나타났다.

4. 1150°C에서 오스테나이트 정처리를 행한 시편에 비해 1240°C에서 행한 시편이 높은 경도 값과 낮은 굽힘강도를 보였으며, 심냉 처리 과정을 통해 굽힘강도가 다소 향상되었다.

참 고 문 헌

[1] S. W. Kim, U. J. Lee, K. D. Woo and D. K. Kim : J. Kor.

- Foundrymen's Soc., "Influence of Vertical Centrifugal Casting (V. C. C) Conditions and Alloying Elements of Microstructures of High Speed Steel" 20 (2000) 323-329.
- [2] G. Roberts and R. Cary : TOOL STEEL.
- [3] T. K. Kim, S. T. Park and S. S. Kim : J. Kor. Inst. Met. & Mater., "Research on the Machinability and Corrosion Resistance of Fe-Cr-Ni Alloy" 35 (1997) 697-703.
- [4] R. J. Hawkins, D. J. Swinden and D. N. Pocklington : Proceedings of a conference on Electro-slag refining. "RELEVANCE OF LABORATORY EXPERIMENTS TO THE CONTROL OF COMPOSITION IN PRODUCTION-SCALE ESR" (1974) 21-34.
- [5] J. Choi, M. C. Shin, M. Mun, C. R. Kim, S. H. Lee and H. S. Choi : J. Kor. Inst. Met. & Mater., "On the Remelting of Specialty Steels by the Electroslag Remelting Process: 14 (1976) 31-39.
- [6] E. J. Galda and R. W. Kraft : Met. Trans., "The Effects of Mo and W on Solidification of High Speed Steels" 5 (1974) 1727-1733.
- [7] K. Stiller, L-E. Svensson, P. R. Howell, Wang Rong, H-G. Andren and G. L. Dunlop : Acta metall., "HIGH RESOLUTION MICROANALYTICAL STUDY OF PRECIPITATION IN POWDER METALLURGICAL HIGH SPEED STEEL" 32, No. 9 (1984) 1457-1467.
- [8] William C. Leslie : The physical metallurgy of steels. 216-218
- [9] S. C. Lee and F. J. Worzala : Met. Trans., "Fracture Behavior of AISI M-2 High Speed Tool Steel" 12A (1981) 1477-1484.