

〈 論 文 〉

부분 오스테나이트화 후 항온 변태한 1.0C-1.5Cr 베어링강의 미세조직 특성

윤동주 · 최병영*

한려산업대학교 제철금속학과

* 전북대학교 공과대학 금속공학과

Microstructural Characterization in Partially Austenitized and
Isothermally Transformed 1.0C-1.5Cr Bearing Steels

Dong-Joo Yoon, Byung-Young Choi*

Dept. of Iron & Metallurgical Eng., Hanlyo Sanup University, Kwangyang 545-800, Korea

*Department of Metallurgical Engineering, Chonbuk National University, Chonju 560-756, Korea

ABSTRACT

Metallographic observation was carried out by scanning and transmission electron microscopy to evaluate microstructural characteristics of partially austenitized and isothermally transformed 1.0C-1.5Cr bearing steel. It was observed that lower bainite formed in the local region of specimen partially austenitized and isothermally held at 250℃ for 1/3 hr and formed in almost all area of the specimen isothermally held at 250℃ for 2 hrs. Lower bainitic carbides with midrib was also observed in the specimen partially austenitized and isothermally held at 250℃ for 4 hrs. Midrib was nearly carbide-free region and thicker in the vicinity of spherical carbides than the other region. Lengthening speed of lower bainitic carbides was remarkably increased at isothermal holding time ranging from 2 hrs to 4 hrs.

1. 서 론

자동차와 철도차량 및 각종 산업기계의 베어링 소재로 사용되고 있는 1.0C-1.5Cr 베어링강은 부분 오스테나이트화 후 유냉하여 미용해 구상탄화물이 템퍼드 마르텐사이트 기지조직에 균일하게 분포하도록 열처리하여 내구성있는 베어링으로 제조된다. 베어링의

내구성을 더욱 개선하기 위해 기존의 방법과는 달리 부분 오스테나이트화 후 항온변태를 적용하기 위한 시도가 이루어져 왔다^{1,2)}. 그 결과 항온변태한 경우 기존의 열처리 방법에 비해 높은 피로저항을 보여 주었다.

항온변태를 1.0C-1.5Cr 베어링강의 제조에 적용하기 위해서는 먼저 부분 오스테나이트화 후 항온변태시 생성되는 미세조직을 관찰하고 그 조직특성을

밝혀 열처리 조건을 최적화하는 것이 선결과제이다. 이에 관한 연구에는 0.09C -1.0Mn강을 사용하여 부분 오스테나이트화 후 항온변태하여 미세조직을 관찰한 결과 부분 오스테나이트화했을 때 형성되는 조직과 항온변태거동이 일반적인 즉, 완전 오스테나이트화했을 때와는 다르게 나타난다고 밝힌 연구보고³⁾가 있다. 또한 일반적으로 마르텐사이트 변태시 생성되는 미드립(midrib)이 항온변태시에도 생성되는 것을 구체적으로 관찰하여 밝힌 연구보고⁴⁻⁶⁾가 있었다. 그러나 이들은 부분 오스테나이트화가 아닌 완전 오스테나이트화 후 항온변태한 경우이다. 즉, 1.0C-1.5Cr 베어링강을 부분 오스테나이트화 후 항온변태시 생성되는 미세조직의 특성을 다룬 연구는 거의 없는 것으로 생각된다.

따라서 본 연구에서는 1.0C-1.5Cr 베어링강을 부

분 오스테나이트화 후 항온변태하여 형성되는 미세조직을 투과 전자현미경과 주사 전자현미경으로 항온유지시간의 변화에 따라 각각 관찰하여 그 특성을 구체적으로 밝히고자 한다.

2. 실험 방법

본 연구에서 사용한 시편으로는 1.0C-1.5Cr 베어링강을 구상화 어닐링한 상태인 압출 파이프를 사용하였고 그 화학조성은 표 1과 같이 나타났다.

Table 1. Chemical composition of specimen (wt%).

C	Mn	Si	P	S	Cr	Fe
1.04	0.33	0.26	0.023	0.006	1.53	bal

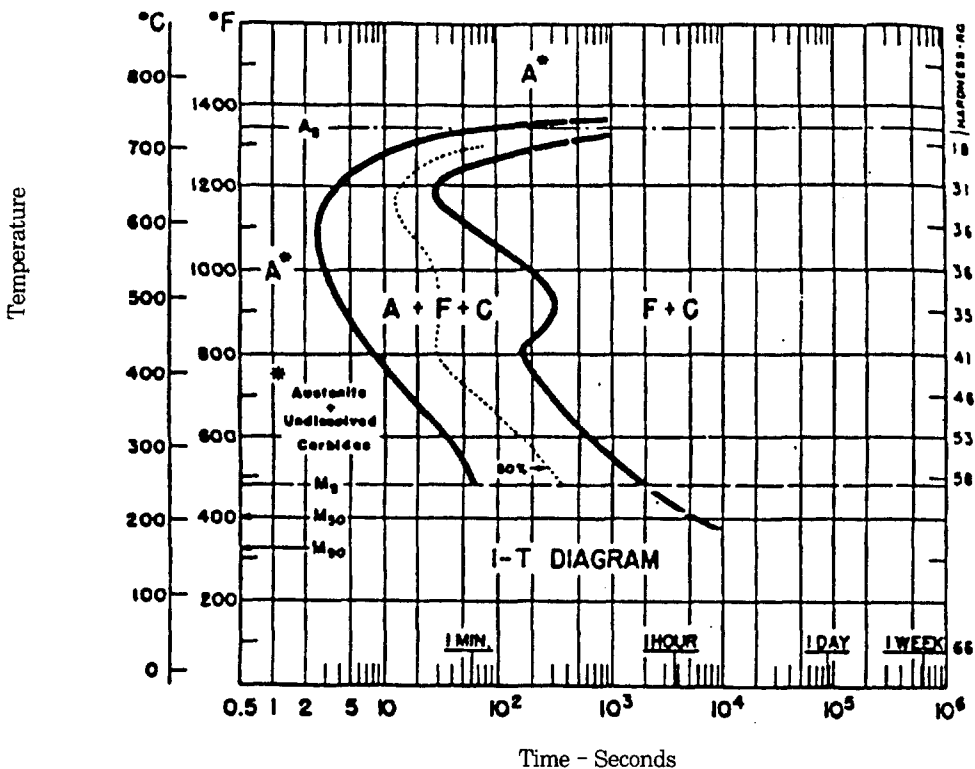


Fig. 1. Isothermal transformation diagram of partially austenitized 1.0C-1.5Cr bearing steel.

이 압출파이프를 절삭유로 냉각하면서 압출방향과 평행하게 이동분으로 절단한 다음 650℃에서 1시간 가열한 후 이동분으로 절단된 파이프를 평평하게 온 간 압연한 다음 10×10×100mm 크기의 열처리 시편을 기계가공하여 제작하였다.

이 시편의 부분 오스테나이트화 온도와 항온 열처리 온도는 그림 1에 나타낸 1.0C-1.5Cr 베어링강의 항온변태도⁷⁾와 그림 2에 나타낸 연속냉각변태도⁸⁾로부터 미용해탄화물이 잔류하는(A'로 표시된 영역) 840℃, Ms온도 직상에 해당하는 250℃로 각각 결정하여 다음과 같은 방법으로 열처리하였다. 840℃로

유지된 K₂CO₃: Na₂CO₃: NaCl=1:1:1 조성의 고온 염욕로에서 30분 유지후 250℃로 유지된 KNO₃: NaNO₃=1:1 조성의 저온 염욕로에서 20분, 2시간 및 4시간 유지후 35℃의 기름에 유냉하였다.

열처리후 조직관찰을 위하여 시편을 emery paper 로 연마하고 diamond polishing compound로 최종 연마한 후 초음파 세척하였으며 4% Nital 용액으로 부식시킨 후 25kV의 가속전압으로 주사 전자현미경 관찰을 하였다. 투과 전자현미경 관찰을 위해 시편을 두께 50μm까지 연마한 다음 투원-젯트전해연마 장치에서 10% 과염소산+90% 빙초산의 전해액을 사용

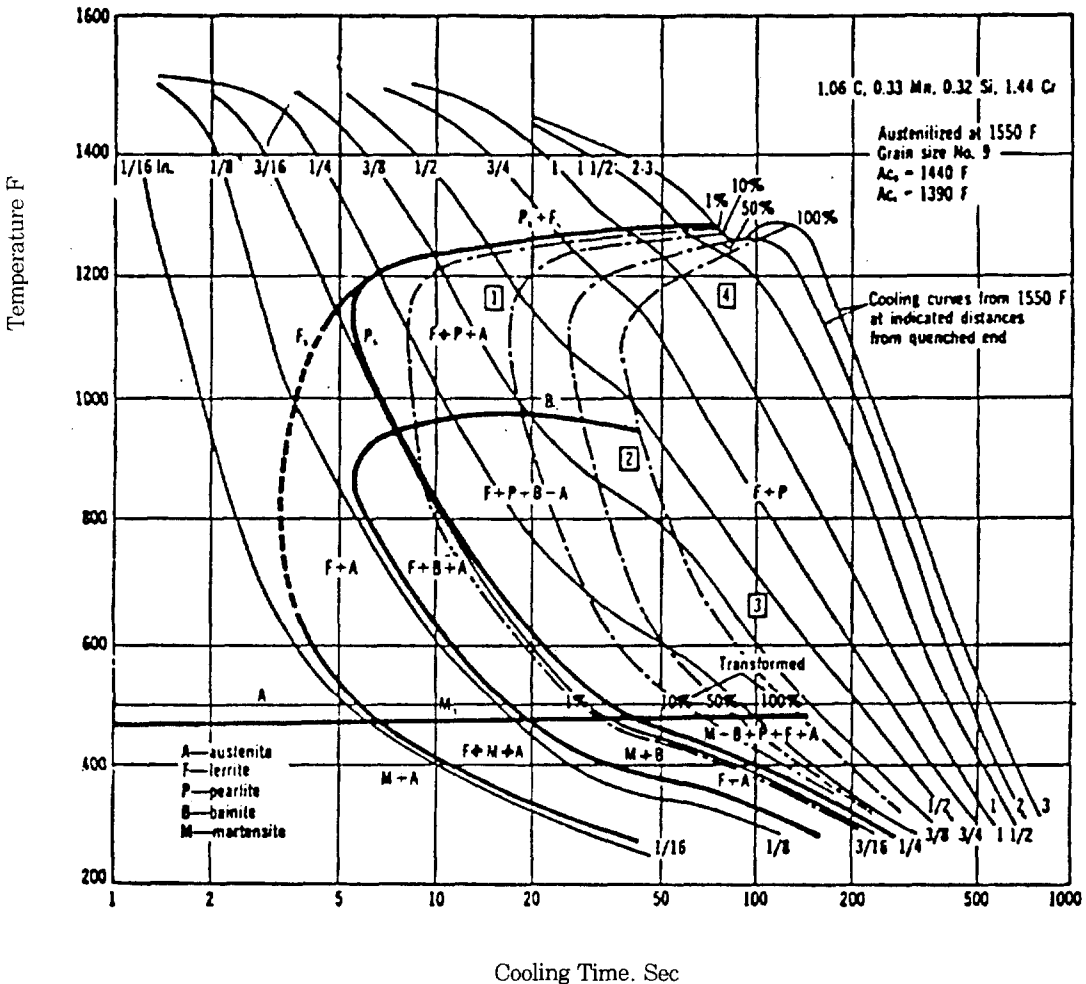


Fig. 2. Continuous cooling transformation diagram of partially austenitized 1.0C-1.5Cr bearing steel.

하여 30~40kV의 가속전압으로 14~16℃의 온도에서 전해연마하여 박편을 제작하였다. JEOL 1200EX에서 가속전압 120kV로 박편의 조직을 관찰하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1 부분 오스테나이트화 후 항온변태시 하부 베이나이트의 형성

사진 1(a), (b)는 840℃에서 30분 유지 후 250℃에서 20분 항온 유지한 시편의 주사 전자현미경과 투과 전자현미경으로 각각 관찰한 조직이다. 사진 1(a)에 나타난 바와 같이 구상탄화물에 비해 매우 미세한 탄화물이 국부적인 영역에서 생성되었음을 보여 주고 있다. 이를 투과 전자현미경으로 자세히 관찰한 결과가 사진 1(b)에 나타난 바와 같이 하단부에 미세한 탄화물 즉, 하부 베이나이트내 탄화물(lower bainitic carbides)이 일정한 기울기를 가지고 불연속적으로 배열하고 있는 하부 베이나이트 조직이 부분적으로 생성되었음을 확인하였다.

항온 유지시간이 2시간으로 증가하였을 때 사진 2에 나타난 바와 같이 전 영역에서 하부 베이나이트가 형성되었으며 하부 베이나이트 기지조직에 구상 탄화물 즉, $(Fe, Cr)_3C^{9)}$ 가 미용해 구상탄화물로 잔류하여 균일하게 분포되었다. 즉, 부분 오스테나이트화 온도인 840℃에서 30분 유지하는 동안 구상화 어닐링시 생성된 구상탄화물이 잔류하고 나머지 영역에서 불균질한 오스테나이트가 생성되었으며 250℃에서 20분 항온유지 시 이 불균질한 오스테나이트가 하부 베이나이트로 국부적인 영역에서 부분적으로 변태되고 항온유지시간이 2시간으로 증가함에 따라 전 영역에서 변태가 일어나 하부 베이나이트가 형성되는 미세조직 특성을 보여 주고 있다.

3.2 하부 베이나이트내 미드립의 형성

840℃에서 30분 유지하여 부분 오스테나이트화 후 250℃에서 4시간 항온 유지시킨 시편을 주사 전자현미경으로 관찰한 결과 사진 3과 같이 하부 베이나이트내 탄화물이 길이방향으로 성장한 판(plate) 형태를 보여 주며 부분적으로 미드립의 형상이 관찰되었다. 투과 전자현미경으로 자세히 관찰한 결과 사진 4



Photo 1. SEM and TEM micrographs showing local formation of lower bainite in the specimen partially austenitized at 840℃ for 30min and isothermally held at 250℃ for 20min.

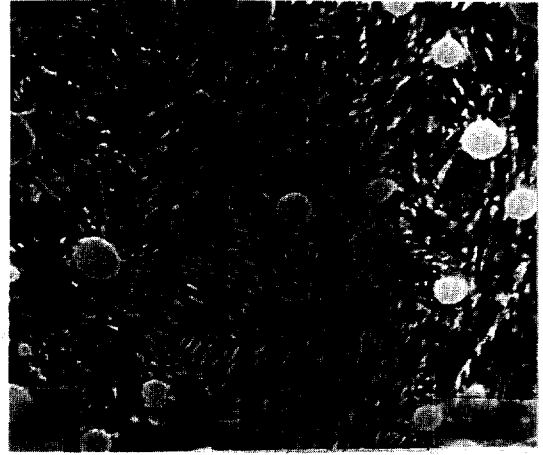
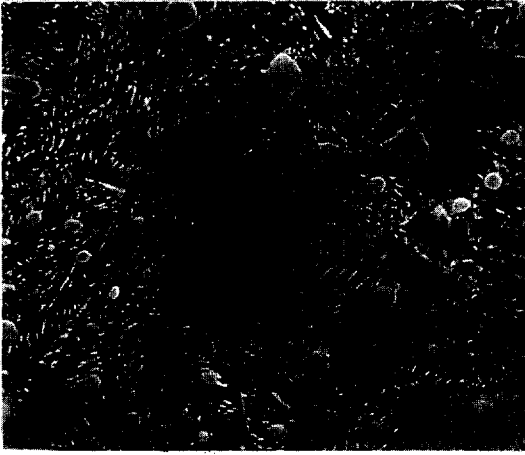


Photo 2. SEM micrographs showing fully lower bainitic transformation in almost all area of the specimen partially austenitized at 840°C for 30min and isothermally held at 250°C for 2 hrs.

와 같이 두께가 0.09~0.4 μm 의 미드립이 하부 베이나이트에서 형성되었음이 확인되었다. 사진 4에서 SC는 구상탄화물, LB는 하부 베이나이트이다. 또한 이 미드립을 경계로 서로 반대 방향으로 베이나이트내 탄화물들이 성장하였다. 이 미드립은 대부분 lenticular plate martensite에서 관찰되며 생성상중에서 가장 먼저 형성되고 전단변태의 핵생성이 발생한 면 즉, habit plane이라고 알려져 왔다^{10~12)}. 그러나 본 연구에서는 마르텐사이트가 아닌 하부 베이나이트 내에 미드립이 형성되어 나타났다. 하부 베이나이트내에 형성된 미드립을 Liu 등¹³⁾은 베이나이트내 페라이트의 핵이 전단기구에 의해서 벽개면을 따라서 형성된 것이라고 주장하였고 Oka 등⁵⁾은 하부 베이나이트내 페라이트에 형성된 thin plate isothermal martensite라고 제안하였으며 Yu 등¹⁴⁾은 베이나이트내 페라이트의 subunit들 사이의 계면이라고 하였고 Ohmori 등¹⁵⁾은 고밀도 탄화물을 갖는 일련의 하부 베이나이트 집단에 의해서 형성된 거의 탄화물이 없는 페라이트라고 주장하였다. 이와 같이 하부 베이나이트 미드립에 관해서는 아직 확실하게 정립되지 않고 있으나 사진 4와 같이 미드립을 경계로 서로 반대 방향으로 베이나이트 탄화물이 성장하

고 구상 탄화물 주위에는 미드립의 두께가 다른 부위에 비해 비교적 크게 나타난 것을 볼 때 미드립이 전단기구에 의해 가장 먼저 생성된 다음 하부 베이나이트내 탄화물이 미드립을 경계로 서로 반대 방향으로 성장한다는 것을 본 연구결과로부터 알게 되었다.

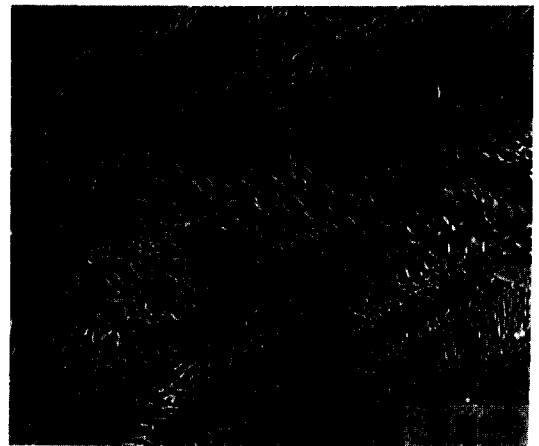


Photo 3. SEM micrographs showing length and thickness of lower bainite with midrib in the specimen partially austenitized at 840°C for 30 min and isothermally held at 250°C for 4 hrs.

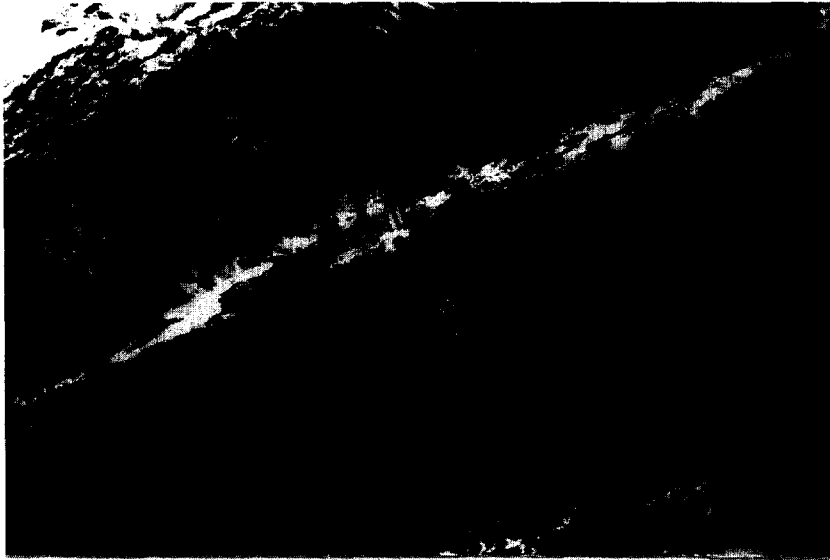


Photo 4. TEM micrographs showing formation of lower bainite with midrib in the specimen partially austenitized at 840°C for 30 min and isothermally held at 250°C for 4 hrs.

3.3 하부 베이나이트 성장

항온유지시간에 따른 하부 베이나이트내 탄화물의 두께와 길이변화를 조사한 결과 그림 3과 같이 나타났다. 항온 유지시간이 20분에서 4시간으로 증가함에 따라 길이는 0.10 μm 에서 0.52 μm 까지, 두께는 0.03 μm 에서 0.09 μm 까지 성장하였다. 그림 3으로부터 하부 베이나이트내 탄화물은 주로 길이방향으로 성장하고 두께방향으로 성장하는 속도는 항온유지시간이 증가함에 따라 감소함을 알 수 있다.

하부 베이나이트내 탄화물의 두께와 길이의 비 즉, aspect ratio(thickness/length)의 항온 유지시간에 따른 변화를 조사한 결과 그림 4와 같이 나타났다. 항온유지시간이 20분에서 2시간까지는 변화가 거의 없으나 2시간부터 4시간까지는 현저하게 감소하였다. 이 결과는 2시간까지는 두께, 길이 방향 모두 느린 속도로 성장하였으나 2시간부터 4시간까지는 주로 길이 방향으로 현저하게 성장하였음을 나타내 주고 있다. 또한 그림 1의 항온변태도의 부분 오스테나이트화 온

도인 840°C에서는 미용해 구상탄화물, $(\text{Fe}, \text{Cr})_3\text{C}$ 이 완전히 용해되지 않고 일부 잔류하여 결과적으로 오스테나이트에 고용되어 있는 탄소와 크롬의 농도가 감소하는 것이 베이나이트내 탄화물의 길이방향의 성장을 일으키게 하는 요인의 하나로 작용한다고¹⁶⁾ 생각된다.

4. 결론

1C-1.5Cr 베어링강을 부분 오스테나이트화 후 항온 유지시 생성되는 미세조직을 관찰한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. 840°C에서 30분 동안 부분 오스테나이트화 후 250°C에서 20분 항온유지시켰을 때 하부 베이나이트가 국부적인 영역에서 핵 생성된 후 항온유지시간이 2시간으로 증가함에 따라 구상탄화물 이외의 전 영역에서 하부 베이나이트 변화가 일어났다.
2. 부분 오스테나이트화한 후 4시간 항온유지한 경우 0.09~0.4 μm 두께의 탄화물이 거의 없는 미드

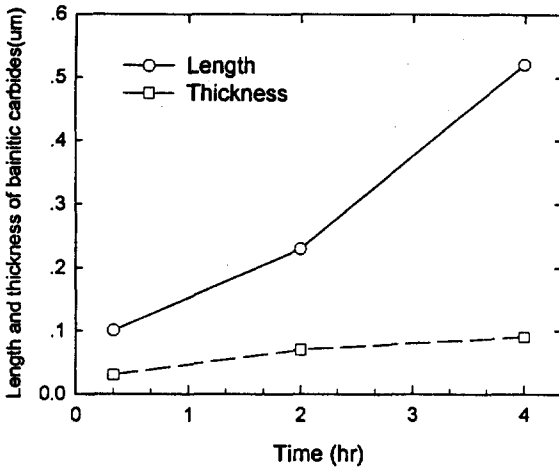


Fig. 3. Variation in length and thickness of lower bainitic carbides with isothermal holding time at 250°C.

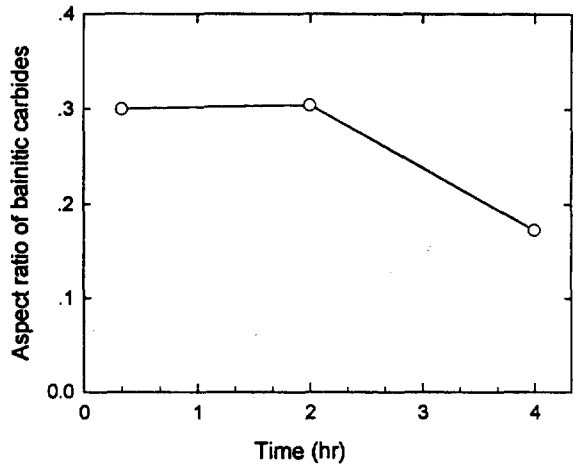


Fig. 4. Variation of the aspect ratio of lower bainitic carbides with isothermal holding time at 250°C.

립이 나타났고 이를 경계로 서로 반대방향으로 하부 베이나이트내 탄화물이 성장하였으며 구상탄화물 주위에서 미드립의 두께가 다른 영역에 비해 크게 나타났다.

3. 항온 유지시간이 1/3시간에서 2시간까지는 하부 베이나이트내 탄화물이 느린 성장을 보인 반면 2시간에서 4시간으로 항온유지시간이 증가함에 따라 주로 길이 방향으로 현저하게 성장하였다.

참고문헌

1. 이영구, 최병영: 대한금속학회지, 31(1993) 500
2. 윤동주, 신정호, 최병영: 대한금속학회지, 32(1994) 329
3. B.Y. Choi, G. Krauss and D.K. Matlock: Scripta Metall., 22(1988) 1575
4. H. Okamoto and M. Oka: Metall. Trans. A, 17(1986) 1113
5. M. Oka and H. Okamoto: Metall. Trans. A, 19(1988) 447
6. G. Spanos, H.S. Fang and H.I. Aaronson:

Metall. Trans. A, 21(1990) 1381

7. Atlas of Isothermal Transformation and Cooling Transformation Diagrams, ASM (1977) 216
8. Atlas of Isothermal Transformation and Cooling Transformation Diagrams, ASM (1977) 407
9. J.M. Beswick: Metall. Trans. A, 18(1987) 1897
10. A.B. Greninger and A.R. Troiano: Trans AIME, 185(1949) 590
11. B.A. Bilby and J.W. Christian: J. Iron Steel Inst., 197(1961) 122
12. K. Shimizu: Trans. Jpn. Inst. Met., 6(1967) 757
13. Wenxi Liu, Yunmei Zou and Fuben Ma: Acta Metall., 17(1981) 137
14. Degang Yu, Dajun Chen, Jinghong Zheng, Yirong He and Fufa Shen: Acta Metall., 2A(1989) 161
15. Y. Ohmori: Mater. Trans., JIM, 30(1989) 487