

論 文

급속응고한 고합금 고속도 공구강의 미세조직 특성

이인우, 김명호

Microstructural Characteristics of Rapidly Solidified Highly Alloyed High Speed Tool Steels

In-Woo Lee and Myung-Ho Kim

Abstract

Highly alloyed high speed tool steels(ASP steels) were rapidly solidified by melt spinning process, and the microstructures of melt spun tool steel ribbons were examined by optical microscopy and transmission electron microscopy with energy dispersive x-ray spectroscopy.

The microstructure of melt spun tool steel ribbon was found to be consisted of δ -ferrite cells surrounded by austenite and V-rich MC carbides. The size of δ -ferrite cells and intercellular MC carbides were about $0.4\mu\text{m}$ or less and 30nm or less, respectively.

From the melt spun tool steel ribbons, only the MC type carbide phase was observed, instead of M_2C , M_{23}C_6 and M_6C carbides which were generally observed in other rapidly solidified high speed steels. Such a change in type of carbide phase formed could be attributed to the increase in alloying content of vanadium and carbon. However, changes in microstructure of melt spun tool steels with alloying content of cobalt, vanadium and carbon were not observed. (Received 4 April, 1995)

1. 서 론

고속도 공구강은 주로 절삭공구로 사용되며 내마모성과 인성, tempering에 대한 저항성등이 그 절삭능을 결정하게 된다. 즉, 기지조직과 함께 탄화물의 종류와 양, 형태, 분포 등이 고속도 공구강의 특성을 결정짓게 된다. 또한 이러한 미세조직적 특성은 응고속도와 합금원소의 함량, 열처리 등에 의해 조절될 수 있다.[1~4]

I/M(Ingot Metallurgy)에 의해 생산된 고속도 공구강의 경우에는 MC와 M_6C , M_{23}C_6 등의 조대한 탄화물이 존재하게 되며[1,2], 용융점 직하의 온도에서 용체화처리 한 후 급냉하여도 이러한 조대한 탄화물이 계속 분산되어 존재하게 된다.[1] 또한 편석의 정도가 매우 커서 기지조직에 고용된 합금원소 함량이 매우 적게

되며, 이것은 고속도 공구강의 작업온도인 $500\sim 600^\circ\text{C}$ 에서 tempering에 대한 저항성을 떨어지게 하는 요인으로 작용한다.

이와같은 고속도 공구강의 조대한 탄화물과 편석등은 제품의 성능과 수명을 떨어뜨리고 생산성도 낮아지게 한다. 따라서 이러한 단점을 보완하기 위해서 현재 급속응고법을 이용하여 무편석의 고속도 공구강을 제조하려는 노력이 계속 이루어지고 있으며, ASEA-STORA사에서 개발된 ASP(Anti-Segregation Process)강 등이 그 대표적인 예이다. 즉, 불활성 가스 분무법에 의해 급속응고된 고속도 공구강의 분말을 HIP한 후 열간가공하여 제조한 ASP강은 I/M에 의해 제조된 고속도 공구강에 비해 미세한 탄화물을 고르게 분산시킬 수 있었으며, 또한 급속응고시 고용도가 증가되는 점을 이용하여 합금량을 늘림으로써 더욱 향상된 기계적

특성을 얻을 수 있었다.

급속응고된 재료는 일반적인 공정에 의해 제조된 재료보다 탄화물상의 체적비 감소가 뚜렷하며, 탄화물상도 일반적인 공정의 경우에 나타나는 MC, M₆C가 아닌 M₂C가 주종을 이루고 있으며, M₂₃C₆도 발견되고 있다. 또한 기지의 합금원소 고용량도 상당히 증가되는 것으로 알려져 있다.[5~11] 그러므로, 급속응고에 의한 고용량증가를 이용하기 위해 ASP강과 같이 전체적인 합금량을 증대시킴으로써 고속도 공구강의 절삭능과 수명을 연장시키려는 상업적 노력은 계속 이루어지고 있다. 그러나, 급속응고 조직에 대한 연구는 M2나 T1등과 같이 I/M에 의해 제조되던 합금에 치중되어 왔으며, 고합금 고속도 공구강의 급속응고에 대한 연구는 상대적으로 활발하지 않았다. 따라서 본 연구에서는 melt spinning법을 이용하여 급속응고한 일련의 고합금 고속도 공구강의 미세조직을 M2나 T1에서 얻을 수 있었던 급속응고 조직과 비교함으로써 첨가 합금량의 증가에 따른 미세조직의 변화를 파악하려 하였으며, 이로부터 고합금 고속도 공구강의 응고과정에 미치는 급속응고와 첨가 합금량의 영향도 고찰하여 보았다.

2. 실험 방법

고속도 공구강의 미세조직 및 응고과정에 미치는 급속응고의 영향을 파악하기 위해 각각의 ASP공구강을 chill block melt spinning하였다. 시편 제조조건은 5KW, 400KHz의 유도를 이용하였고, chamber내를 10⁻⁴ Torr의 진공도로 유지한 후 Ar gas를 pouring하여 0.55φ의 석영노즐에 1-1.2Kg/cm²의 Ar gas압력으로 분사하였으며, wheel speed는 42m/s였다. Melt spinning하여 얻어진 ASP 공구강 ribbon은 두께 약 25μm이하, 폭 3~4mm로써 10⁵~10⁷K/s정

도의 냉각속도로 응고된 것으로 여겨진다.[6]

또한 응고속도의 영향과 더불어 코발트등의 합금원소함량의 증가에 따른 미세조직 및 응고과정의 변화를 파악하기 위해 ASEA-STORA사에서 제조된 ASP23, 30, 60 series를 시료로 이용하였으며, 그 합금 조성은 Table 1과 같다.

급속응고된 고속도 공구강의 미세조직은 Vilella' reagent를 이용하여 etching한 후 광학현미경으로 관찰하였으며, 더욱 명확한 미세조직 관찰과 그 미세조직을 구성하는 요소의 분석을 위해 TEM(Philips CM 20)을 이용하여 가속전압 200 kV로 관찰하였다. TEM분석을 위한 시편은 10% perchloric acid, 15% glycerol, 75% ethanol의 solution을 -20℃로 유지한 후 jet-electropolishing하여 thinning하였다.

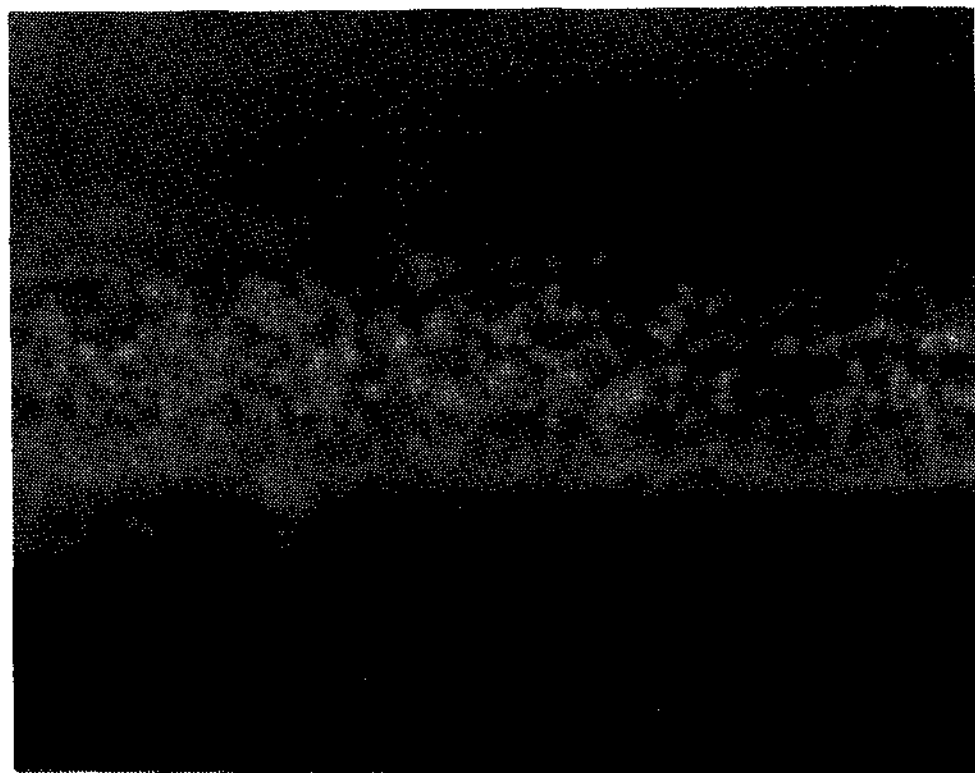
3. 실험 결과 및 고찰

고합금 고속도 공구강의 급속응고조직을 파악하기 위해 melt spinning 공정을 이용하여 급속응고시킨 ASP23 공구강 리본의 미세조직을 관찰하였다.

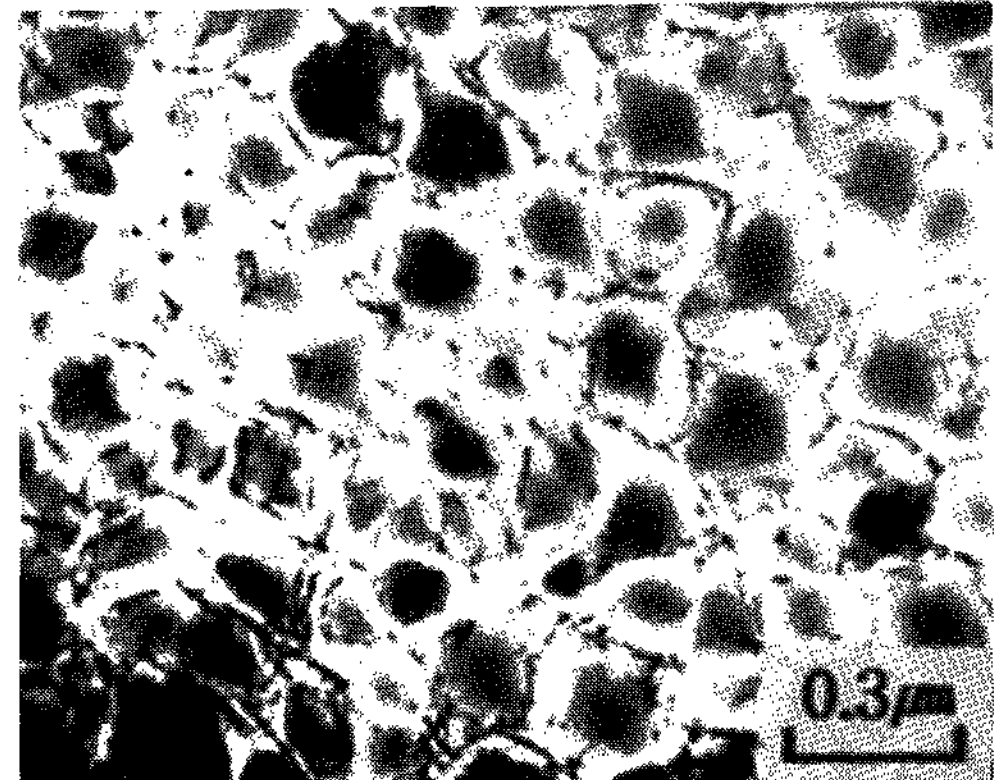
Melt spun ASP23 리본의 단면을 Vilella' reagent로 에칭한 후 관찰한 결과 Photo 1.(a)같이 리본의 상부와 하부가 약간 다른 응고조직을 보였다. 이러한 특징은 melt spinning시 wheel side쪽에서 응고가 시작되므로 wheel side의 응고조직이 air side에 비해 상대적으로 미세하거나, 편석이 없는 영역으로 형성되어 에칭에 대한 반응에서 차이를 보이기 때문인 것으로 여겨진다. 또한, 리본을 TEM을 이용하여 더욱 고배율로 관찰한 Photo 1.(b)에서는 cell 경계에 탄화물로 여겨지는 상당량의 입자들이 편석되어 있는 cellular조직을 관찰할 수 있었다. 이것은 일단 시편준비과정과 미세조직적 특징으로 볼 때 리본의 wheel side와 air side의 중간영역으로 간주할 수 있을 것이다.

Table 1. The chemical composition of high speed steel studied(wt.%)

	C	Cr	Mo	W	V	Co	Fe
ASP23	1.27	4.2	5.0	6.4	3.1	-	balance
ASP30	1.27	4.2	5.0	6.4	3.1	8.5	balance
ASP60	2.30	4.0	7.0	6.5	6.5	10.5	balance



(a)

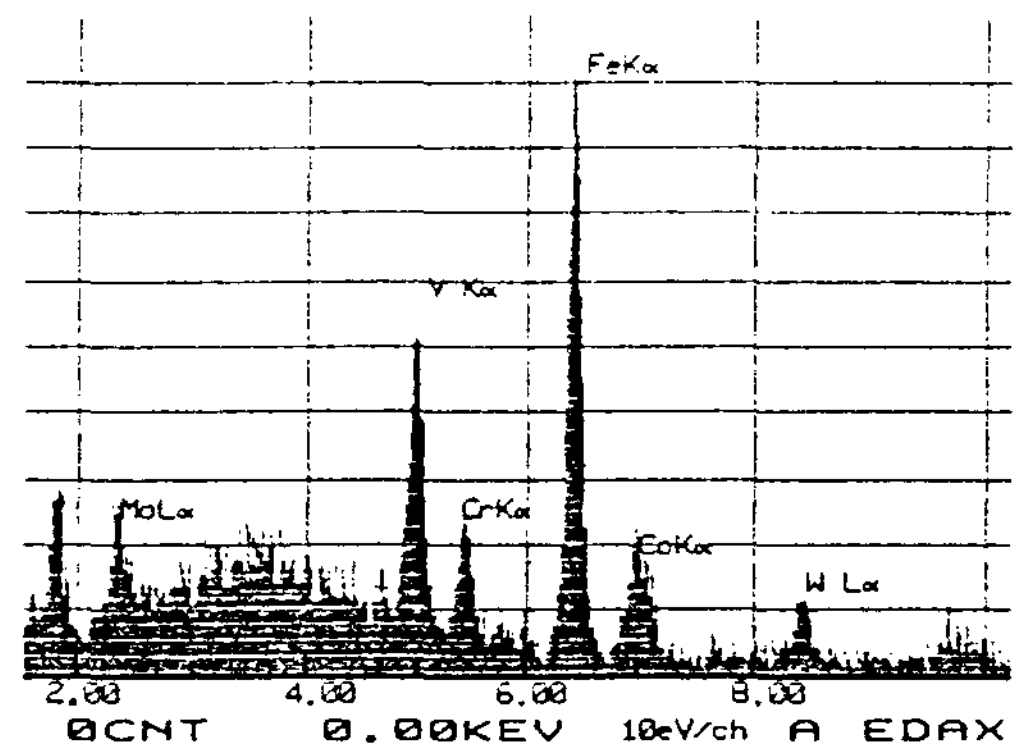


(b)

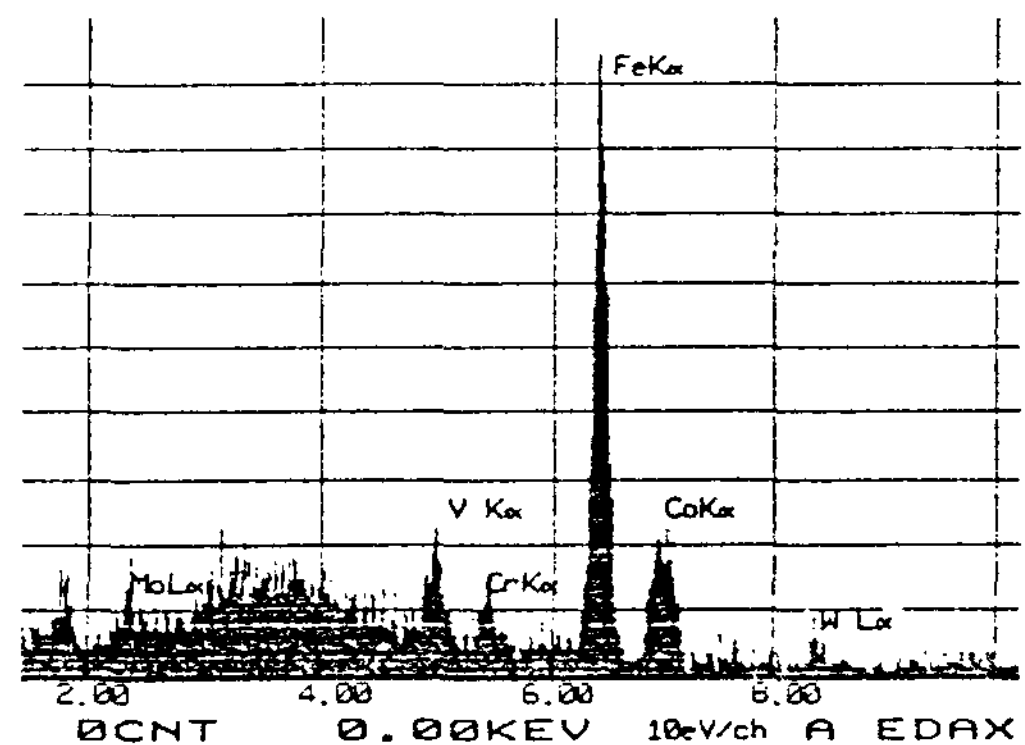
Photo 1. (a) Optical micrograph of transverse section of melt spun ASP23 ribbon, etched in Vilella's reagent. (b) The general transmission electron micrograph of melt spun ASP23 ribbon.

Photo 1.(b)에서 각각의 cell은 $0.4\mu\text{m}$ 이하의 크기로 형성된 것을 관찰할 수 있는데 이것은 동일한 강을 고상 상태에서 급냉했을 경우 얻어지는 평균 결정입자와 비교하면 1/50~1/100정도의 크기로 매우 미세한 것이다. 이러한 미세한 cellular조직이 형성되는 것은 급속응고 시 얻어지는 응고속도 및 고액계면에서의 온도 구배가 모두 크기 때문인 것으로 여겨진다.[6]

Photo 1.(b)의 cellular조직을 이루고 있는 구성요소를 분석하기 위해 EDX와 SADP을 이용하였다. Cell 경계의 탄화물로 여겨지는 입자와 그 주변 기지조직을 STEM-EDX를 이용하여 분석한 결과 Fig. 1.(a),(b)의 스펙트라를 얻을 수 있었다. Fig. 1은 기지조직에 비해 입자가 더 많은 양의 바나듐을 함유하고 있음을 나타낸다. 그러나, 입자의 크기가 TEM시편의 두께보다 훨씬 작아서 기지조직의 성분이 입자의 조성과 함께 검출되기 때문에 Fig. 1.(b)의 조성을 그대로 입자의 조성으로 판단하기는 어렵다. 따라서 입자의 조성을 나타내는 Fig. 1.(b)에서 Fig. 1.(a)의 기지조직의 조성을 빼면, cell 경계의 탄화물로 여겨지는 입자는 바나듐이 주성분을 이루는 MC탄화물로 판단할 수 있을 것이다. 더욱 정확한 분석을 위해 Photo 2.(a)부분으로부터 얻은 Photo 2.(c)의 SADP를 분석한 결과 melt spun ASP23 리본의 급속응고조직은 오스테나이트, 페라이트, MC탄화물로 구성됨을 확인할 수 있었다. 따라서



(a)



(b)

Fig. 1. Characteristic EDX spectra obtained from (a) particle at cell boundary and (b) cell boundary.

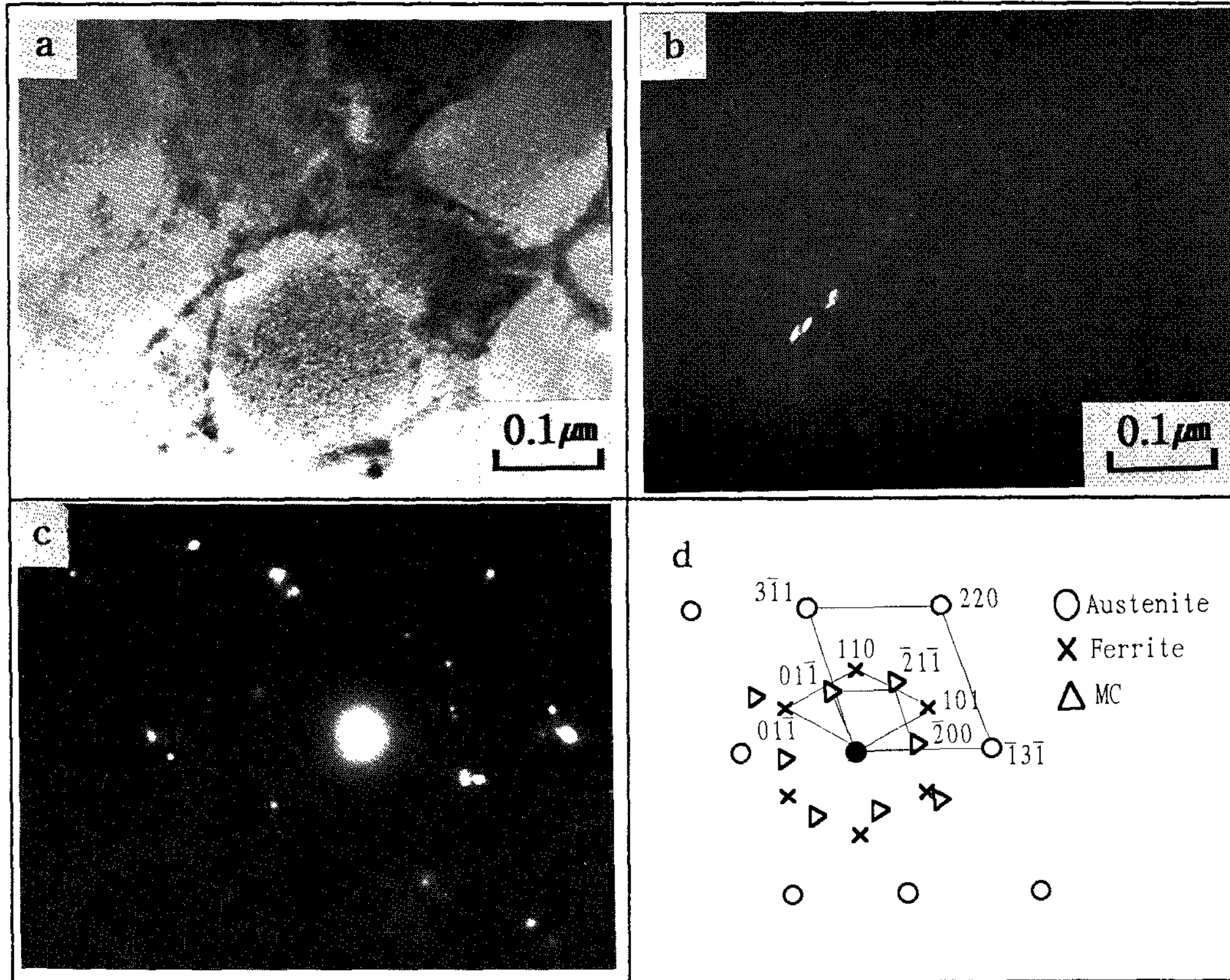


Photo 2. Precipitation of MC in cell boundaries of melt spun ASP23 ribbon. (a) Bright field; (b) dark field taken using a MC reflection; (c) selected area diffraction patterns; (d) schematic solution of diffraction patterns.

cell 경계를 따라 편석되어 있는 약 40nm이하의 미세한 입자들은 V-rich MC탄화물로 여겨진다.

또한 cells의 기지조직을 이루고 있는 오스테나이트와 페라이트가 존재하는 각각의 위치를 확인하기 위해 TEM시편의 hole부분에서 cell 경계가 집중적으로 드러난 부분을 사진 3와 같이 SADP한 결과 MC탄화물 주위의 cell 경계가 오스테나이트임을 확인할 수 있었다. 따라서 melt spinning에 의해 급속응고된 ASP23 리본의 미세조직은 오스테나이트와 V-rich MC탄화물로 둘러싸인 δ-페라이트 cells로 구성된다고 할 수 있을 것이다.

M2나 T1등의 합금강을 급속응고시킨 대부분 시편에서는 오스테나이트와 M₂C, M₂₃C₆, M₆C등의 탄화물로 둘러싸인 페라이트 cell이 관

찰되나[5,6,12], 본 실험에서는 cell 경계의 탄화물이 MC탄화물만 관찰되었다. 이것은 본 실험의 시료인 ASP강이 M2나 T1공구강에 비하여 탄소와 바나듐, 코발트, 몰리브덴등의 탄화물 형성원소의 합금량이 전체적으로 상당히 증가되었기 때문이라 여겨지며, 특히 MC탄화물의 주요한 성분인 탄소와 바나듐의 합금량이 M2나 T1등에 비해 증가된 것이 큰 요인인 것으로 사려된다. 또한, ASP강과 유사한 합금조성인 M42를 대상으로 한 Wood[11]등의 실험에서도 MC탄화물이 관찰되었다는 보고는 위의 관찰을 뒷받침하였다.

한편 melt spun ASP23 리본에서 페라이트가 cell내에 잔류된 것은 서냉시 수지상의 중심부에 페라이트가 잔류하는 현상과 유사하다. 서냉시에도 초정으로 형성되는 페라이트 수지

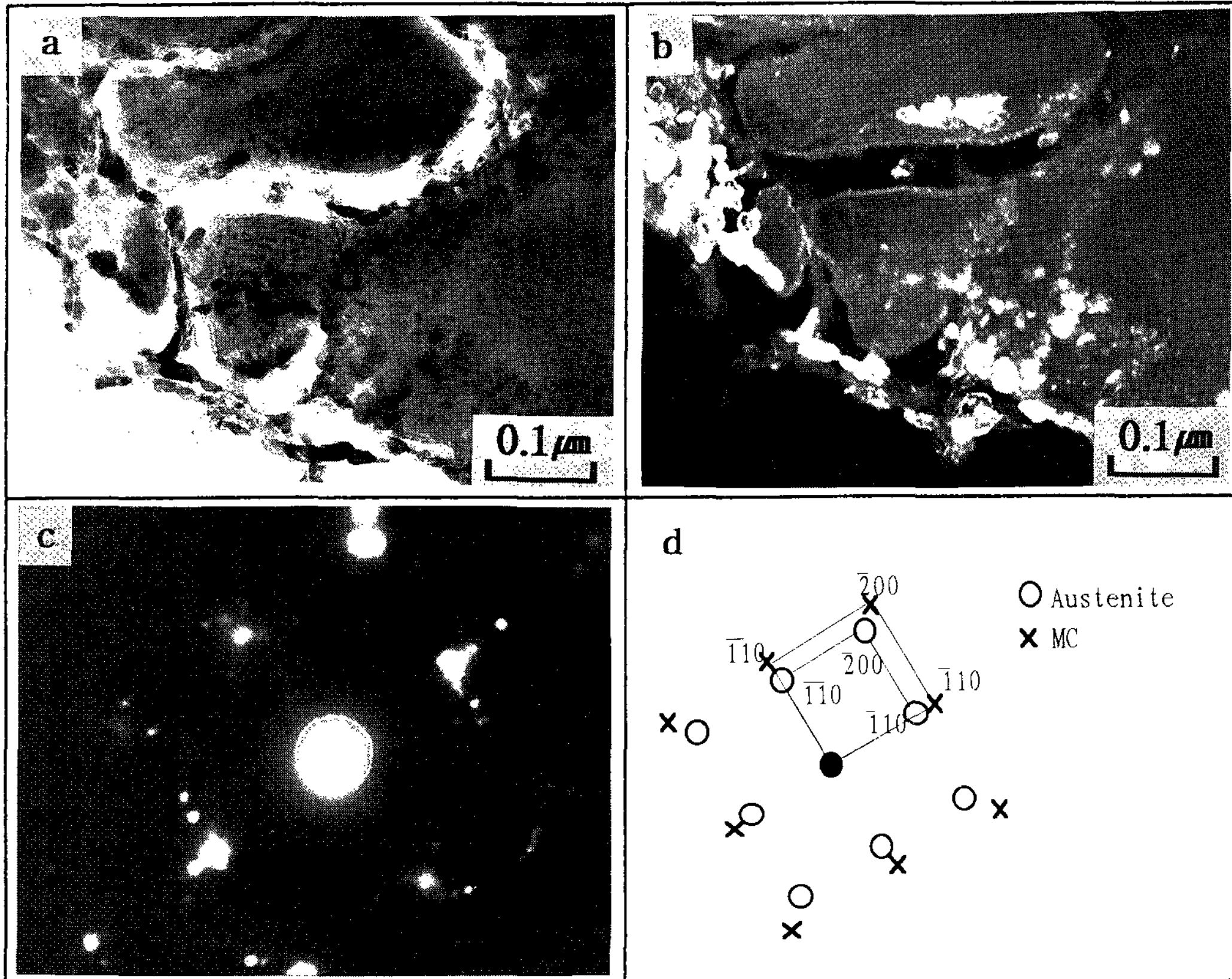


Photo 3. Austenite reflection in cell boundaries of melt spun ASP23 ribbon. (a) Bright field; (b) Dark field of MC related to the austenitic cell boundaries; (c) selected area diffraction patterns; (d) schematic solution of diffraction patterns.

상이 너무 조대하게 되면 탄소나 다른 합금원소들이 확산해 들어가야 할 거리가 너무 크기 때문에 포정반응이 완결되지 못하고 응고가 완료된 후에도 수지상의 중심부에 페라이트가 잔류하게 된다.[13] 즉, 포정(peritectic) 반응시 페라이트와 액상이 접하여 탄소와 합금원소의 dissolution이 발생하여 오스테나이트가 형성되려면 잔류하는 액상에서 페라이트 수지상내로 탄소와 합금원소들이 확산해야 한다. 그러나, 페라이트 수지상이 조대하게 되면 수지상 표면에 형성된 오스테나이트에 의해 액상과 페라이트의 접촉이 차단되므로 페라이트가 수지상의 중심부에 잔류할 수 있게 되는 것이다.[19]

그러나, melt spun ASP23 리본에서 페라이트가 cell내에 잔류된 것은 서냉시와는 다른 원인에 의한 것으로 여겨진다. 즉, melt spun

ASP23리본의 응고속도가 매우 빠르기 때문에 포정반응이 발생하여 탄소와 합금원소가 액상에서 페라이트로 dissolution되어 오스테나이트가 형성되기에는 dissolution에 필요한 확산시간이 매우 짧으므로 결과적으로 포정반응이 제한되고 페라이트가 cell중심에 잔류하게 된다고 여겨진다. 이러한 판단은 Rayment와 Cantor [6]의 계산에서도 확인 가능한 것이다. 이들은 splat quenching시의 짧은 시간내에 합금원소가 확산할 수 있는 거리를 $X = \sqrt{D \cdot t}$ (여기서 X는 확산거리이며, D는 확산계수, t는 시간)로부터 유추하였는데, 탄소만 고려한 경우 확산할 수 있는 거리가 약 0.35 μm이하로, 탄소와 텅스텐을 모두 고려하면 그 거리는 0.01 μm이하로 계산할 수 있다고 한다. 따라서 melt spinning시 이들 원소가 페라이트내로 확산할 수

있는 거리는 약 0.4 μ m 크기인 cell보다 작을 것이라고 예상할 수 있고, 본 실험의 대상이 된 ASP23공구강이 Rayment와 Cantor[6]의 시료에 비해 페라이트 안정화 원소도 상당량 첨가되었으므로 포정반응이 발생했다고 해도 그 정도는 매우 제한되어 cell의 중심에 페라이트가 잔류하게 된다고 여겨진다.

페라이트 cell을 둘러싸고 있는 오스테나이트가 상온에서도 안정한 상으로 유지되는 것은 첫째 cell이 상당히 미세하므로 Ms온도가 크게 내려갔을 수 있으며[14], 둘째 탄소 및 많은 합금원소들이 응고가 진행되는 동안 cell 경계로 편석됨으로써 오스테나이트 기지가 많은 양의 합금원소와 탄소를 고용한 상태가 되어 Ms 온도를 상온이하로 낮아지게 한 데도 그 원인이 있을 수 있을 것이다.[6,10]

급속응고된 ASP강의 미세조직은 급속응고에 의해 변화된 응고 과정의 산물이므로 응고 속도에 따른 응고과정의 변화에 대한 이해가 필요하다. Fig. 2에 응고되는 동안 발생하는 과냉의 정도에 따라 형성되는 고속도 공구강의 미세조직의 변화가 나타나 있다. 이에 의하면, 약간의 과냉하에서는 오스테나이트가 기지조직으로 형성되며, 보다 큰 과냉에서는 δ -페라이트가 기지조직이 된다. 또한 $10^8 \sim 10^{10}$ K/s의 응고속도는 유리질 상의 형성을 유발하게 된다. [18] 이러한 결과는 melt spinning에 의해 급속응고된 ASP23에서 페라이트 초정이 관찰된 본 실험의 결과와 잘 일치하는 것이다.

급소응고에 따른 이러한 미세조직적 특징은 응고과정의 변화와 밀접한 관계가 있다. 따라서 고속도 공구강의 응고과정에 대해 살펴보면 서냉시에는 다음과 같은 응고과정을 거치게 된다.[16,17]

- Liquid \rightarrow δ -ferrite(1435 $^{\circ}$ C)
- Liquid + δ -ferrite \rightarrow Austenite(1330 $^{\circ}$ C)
- Liquid \rightarrow Austenite + Carbides(1240 $^{\circ}$ C)

또한 서냉시에 형성된 오스테나이트는 응고 후 계속되는 냉각에서 마르텐사이트로 변태될 수도 있다.[16,17] 그러나, 본 실험에서와 같이 melt spinning공정등을 이용하여 급속응고시킨 경우에는 위와 같은 응고과정을 따르지 않을

가능성도 있다. Melt spun ASP23의 미세조직이 오스테나이트와 MC탄화물로 둘러싸인 δ -페라이트로 구성된 것은 앞서 살펴본 대로 매우 빠른 응고속도에 의해 포정반응이 제한된 결과라고 여겨지므로 급속응고된 ASP23강에서 형성된 상은 주로 다음과 같은 응고를 거쳐 형성된 것으로 판단할 수 있다.

- Liquid \rightarrow δ -ferrite
- Liquid \rightarrow Austenite + Carbides

즉, Photo 2와 Photo 3과 같은 melt spun ASP23 리본의 미세조직은 일단 δ -페라이트 수지상의 응고가 시작된 후 수지상에서 밀려나온 합금원소와 탄소가 많은 양 녹아있는 잔류액상에서 오스테나이트와 MC탄화물이 응고되어 형성된 것으로 볼 수 있다.

응고속도에 의한 고속도 공구강의 미세조직 변화뿐 아니라 합금원소 함량의 변화도 Table

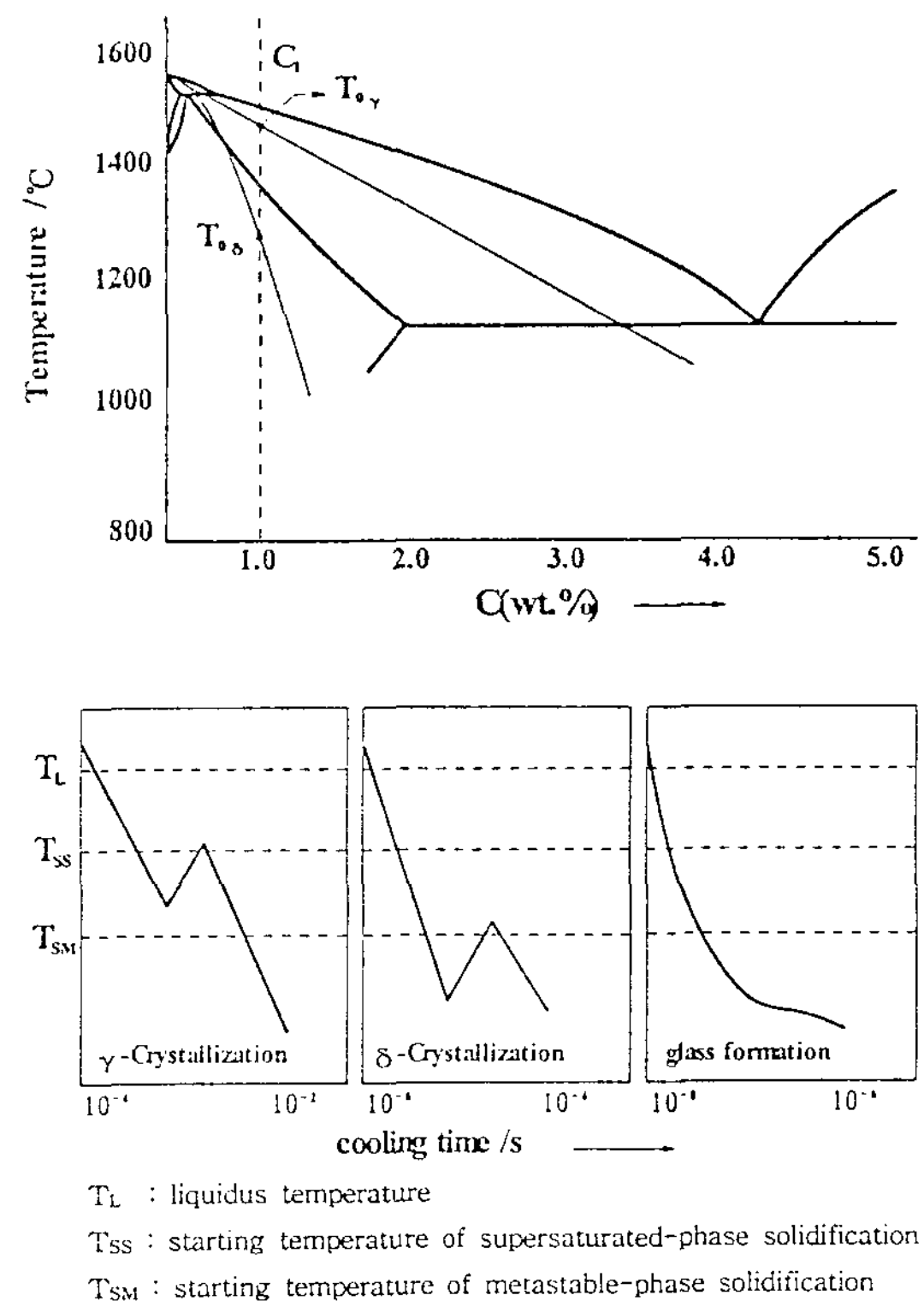


Fig. 2. Schematic drawing of solidification behavior for different degrees of undercooling. [18]

2에 나타나 있는 바와 같이 급속응고시 응고과정에 영향을 줄 수 있는 인자로 작용한다. 예를들어, 코발트함량을 늘리면서 급속응고 조직을 관찰한 Seki[18]등은 코발트가 5wt% 이상 첨가된 M35와 M36공구강의 경우 초정미 δ-페라이트에서 오스테나이트로 변한다고 보고하였다. 따라서 이러한 합금원소 함량의 영향 관계를 조사하고자 Table 1에 나타낸 바와 같이 탄소와 코발트등의 합금량을 상당히 증가시킨 ASP30과 ASP60의 미세조직을 관찰하여 보았

다.

Photo 4는 melt spinning한 ASP30의 미세조직으로 ASP23에 비해 명확하지는 않지만, 미세한 cellular조직을 보여주고 있다. 또한 cellular조직의 구성원소를 파악하기 위한 Photo 4.(d)의 SADP에서도 페라이트와 MC탄화물, 오스테나이트를 모두 분석할 수 있었으며, Photo 4.(b)의 암시야상은 cell 경계부분 전체가 reflection된 것을 보여주는데, 이것을 Photo 4.(c)의 MC탄화물만을 보여주는 암시야상과 비

Table 2. The results of previous investigations into the effect of cooling rate and alloying composition on the rapidly solidified structures of high speed steels.

Researcher	Tool steel	i) Thickness ii) Cooling rate	Phases present
Arai & Komatsu[6]	M2	i) 500-1500 μ m	i) Primary γ , eutectic γ + M_2C +MC ii) δ -ferrite, eutectic γ + M_2C +MC
Strutt & Nowtony[5]	M2	i) 500-600 μ m	δ -ferrite, eutectic γ + M_2C + $M_{23}C_6$
Niewiarowski & Matyja[6]	T1	i) 30-400 μ m	bcc iron, γ and M_6C
Jama & Thursfield[6]	M2 & T1	i) -100 μ m	δ -ferrite, γ (no carbides detected by optical microscopy)
Nasrul Haque & Kirkwood[7]	T1	i) 60-100 μ m	δ -ferrite, eutectic γ , + M_6C or $M_{23}C_6$
Seki, Kawatani & Ashida[18]	M2, M35 & M36	ii) 10^4 - 10^5 K/s	i) Primary δ -ferrite, γ + M_2C (M2) ii) Primary γ , martensite + M_2C (M35,36)
Wood & Bee[11]	i)T1,M1 & M2 ii)M15 & M42	ii) -10^6 K/s	i) Primary δ -ferrite, γ + M_2C (M2) ii) Primary γ + MC (M15,42)
Tuli, Strutt, Nowotny & Kear[8]	T1	ii) -10^6 K/s	δ -ferrite, γ + M_2C
Rayment and Cantor[6,9]	M2, M42 & T1	i) 70-120 μ m ii) -10^7 K/s	i) γ , bcc-iron, carbides ii) δ -ferrite, γ + M_6C
Sare & Honeycombe[10]	M1	ii) 10^6 - 10^8 K/s	δ -ferrite, carbides (Either M_2C , M_6C or $M_{23}C_6$)

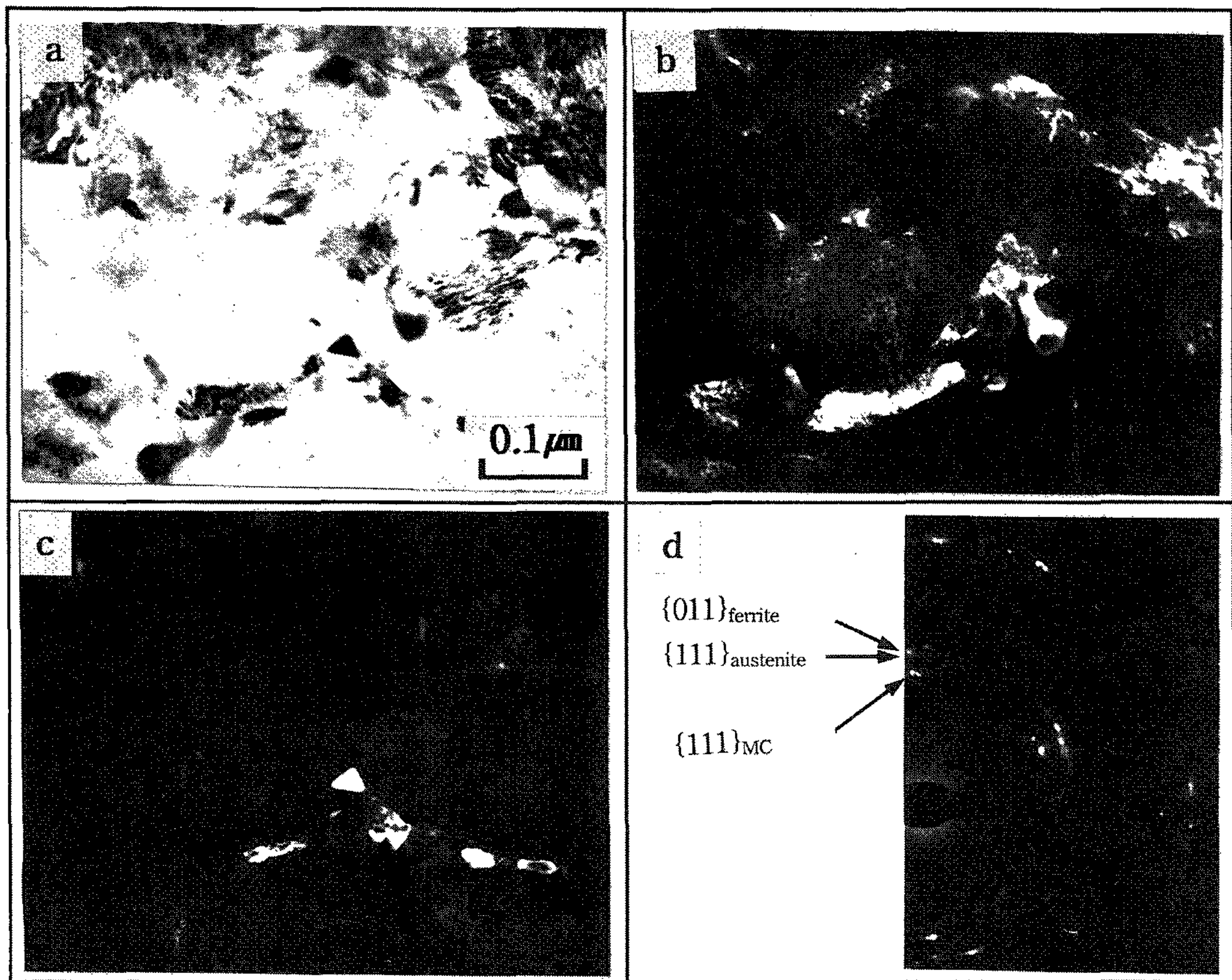


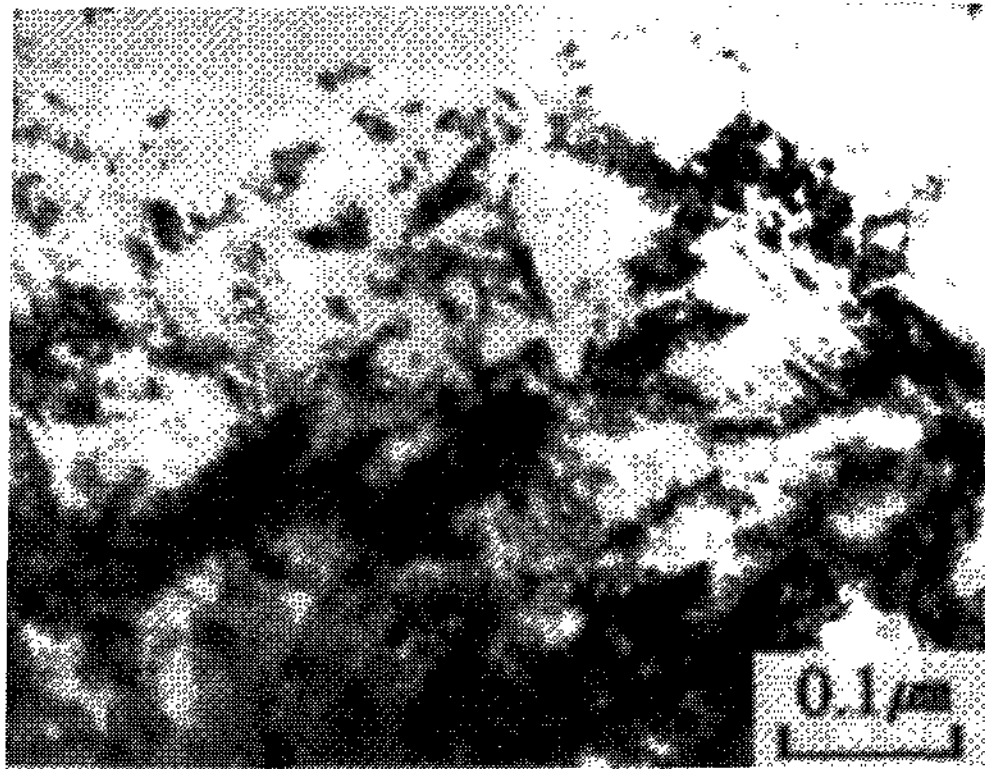
Photo 4. Precipitation of MC in cell boundaries of melt spun ASP30 ribbon. (a) Bright field; (b) Dark field taken using a austenite reflection; (c) Dark field taken using a MC reflection; (d) Selected area diffraction pattern.

교하여 판단하면 Photo 4.(b)는 오스테나이트와 MC탄화물을 모두 보여주는 암시야상이라 여겨진다.

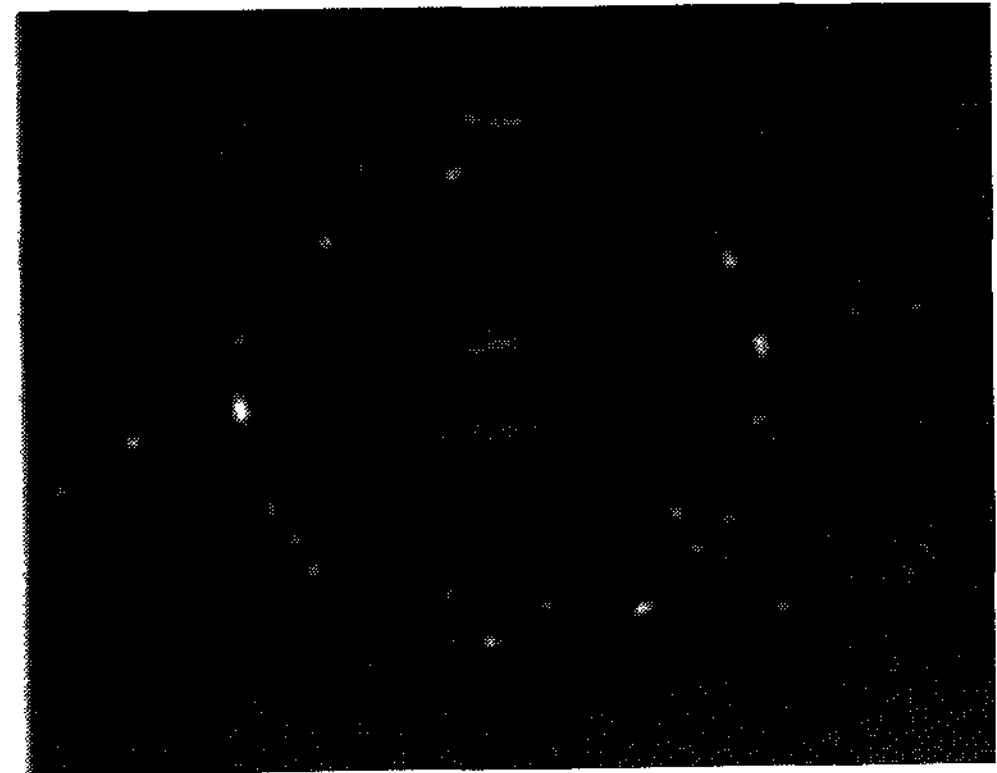
또한, Photo 5의 ASP60의 급속응고조직도 image상에서는 명확한 cellular조직을 관찰할 수 없었으나, ASP30과 동일한 SADP를 보이는 것으로 보아 ASP30과 동일한 미세조직적 특징을 가진 것으로 여겨진다. 따라서, 본 실험에서 급속응고법을 통해 얻어진 ASP강에서는 그 조성에 관계없이 오스테나이트와 MC탄화물로 둘러싸인 δ-페라이트 cell조직을 보인다고 할 수 있다.

Seki[18]는 laser surface remelting에 의한 급속응고실험에서 M2에서는 페라이트 초정이 형성되지만, 코발트 함량만을 증가시킨 M35와 M36공구강에서는 오스테나이트가 초정으로 형

성된다고 주장하였다. 이에 반해 melt spinning으로 급속응고한 ASP23과 ASP30, ASP60에서 계속 페라이트 초정만이 관찰된 것은 본 실험에서 사용된 ASP30과 ASP60의 경우 코발트외에도 탄소와 바나듐이 M2나 ASP23에 비해 더 첨가되었기 때문으로 여겨진다. 특히, 바나듐이 MC탄화물의 형태로 cell경계에 석출된 것을 감안한다면 기지조직에 미치는 바나듐의 영향이 크지 않음을 알 수 있으므로, 코발트와 탄소의 함량이 동시에 증가되었기 때문에 페라이트가 계속 초정으로 형성된 것이라 판단할 수 있다. 무편석의 고속도 공구강을 제조하기 위해 급속응고 공정을 이용했지만, cell의 내부와 cell 경계 차이와 함께 Photo 2.(b)와 Photo 3.(c)에서 관찰할 수 있듯이 ribbon의 부분별 MC탄화물의 양도 일정하지 않음이 관찰되었



(a)



(b)

Photo 5. The general microstructure of melt spun ASP60 ribbon; (a) Bright field; (b) Dark field taken using a MC reflection.

다. 따라서 고합금인 ASP공구강에서는 급속응고에 의해 편석을 완전히 제거할 수 없을 것으로 여겨진다. 즉, 매우 큰 냉각속도로 응고되어 재료가 고상선 온도이하로 과냉된다면 편석이 없는 균일한 응고조직을 얻을 수는 있겠지만, 그렇지 않은 경우 서냉시와 정도의 차이는 있으나 cell이나 수지상등의 형태로 편석되는 것을 막지는 못할 것으로 판단된다. 다만 급속응고의 장점은 이러한 편석의 정도가 후속 열처리에 의해 짧은 시간에 균질화될 수 있을 정도로 작다는 점이다.

4. 결 과

고합금 고속도 공구강을 melt spinning법을 이용하여 급속응고한 후 그 미세조직을 관찰하고, 급속응고조직의 구성요소를 서냉시 형성된 응고조직 및 다른 고속도 공구강의 급속응고조직과 비교하여 다음과 같은 결론을 얻을 수 있었다.

1) Melt Spinning공정에 의해 급속응고된 ASP강의 응고조직은 오스테나이트와 40nm이하의 V-rich MC탄화물로 둘러싸인 δ-페라이트 cell로 이루어졌음을 확인할 수 있었다. 따라서 급속응고시에는 δ-페라이트가 완전히 오스테나이트로 변태되기 전에 확산이 일어나기 힘든 온도로 냉각됨으로써 포정 반응이 거의 일어나지 않는 것으로 판단된다.

2) 일반적으로 급속응고된 M2, T1등의 고속도 공구강의 primary carbide는 M_2C , $M_{12}C_6$, M_6C 등인데 반해 melt spinning된 ASP강에서는 V-rich MC탄화물만이 관찰되었다.

이것은 ASP강이 MC탄화물의 주된 구성원소인 바나듐과 탄소를 많이 함유하기 때문이라 여겨진다.

3) ASP23에 비해 탄소와 코발트의 함량이 모두 증가된 ASP30과 ASP60의 급속응고조직도 ASP23과 동일한 것으로 관찰되어, 합금량 증가에 따른 응고기구의 변화는 없는 것으로 여겨진다.

후 기

본 연구는 산업과학기술연구소에서 수행중인 선도기술개발(G7)사업의 위탁과제 연구비지원에 의하여 수행되었으며 이에 감사드립니다.

참 고 문 헌

[1] M.R.Ghomashchi and C.M.Sellars:Met. Sci., 1984, vol.18, pp. 44-48.
 [2] K.Stiller, L-E.Svensson, P.R.How-ell, Wang Rong, H-O.Andren and G.L.Dunlop:Acta metall., 1984, vol. 32, pp. 1457-1467.
 [3] H.F.Fischmeister, S.Karagoz and H.O.

- andren:Acta metall., 1988, vol. 36, pp. 817-825.
- [4] Wang Rong and G.L.Dunlop:Acta metall., 1984, vol. 32, pp.1591-1599.
- [5] Anjum Taquir, Hans Nowonty and Peter R. Strutt:Metall. Trans., 1990, vol. 21A, pp.3021-26.
- [6] J.J.Rayment and B.Cantor:Metall. Trans., 1981, vol. 12A, pp.1557-1568.
- [7] M.Nasrul Haque and D.H.Kirkwood: Int. J. Rapid Sol.,1986, vol. 2, pp.125-145.
- [8] M.Tuli, P.R.Strutt, H.Nowotny and B.H. Kear: Proc. of the International conference on Rapidly Solidification, pp.112-116, Claitors, Baton Rouge, LA, 1977.
- [9] J.J.Rayment and B.Cantor:Proc. of 2nd the International Conference on Rapidly Solidification, pp.165-171, Claitors, Baton Rouge, LA, 1978.
- [10] I.R.Sare and R.W.K.Honeycombe:Proc. of 2nd the International Conference on Rapidly Quenched Metals, edited by N.J. Grant and B.C.GIESSEN, pp. 179-187.
- [11] J.V.Wood and J.V.Bee:Proc. of Symp. on Chemistry and Physics of Rapidly Solidified Materials, edited by B.J. Berkowitz and R.O.SCATTERGOOD.
- [12] Young-Won Kim, P.R.Strutt and H. Nowonty:Metall. Trans., 1979, vol. 10A, pp.881-886.
- [13] K.Kuo:J.I.S.I., 1954, pp.433-441.
- [14] Y.Inokuti and B.Cantor:Scri. Metall., 1976, vol.10, p.655.
- [15] G.Barton, M.Diefenbach and J.Betz: Proc. of International Conferens on Rapidly Quenched Metals, edited by S.Steeb and H.Warlimont, Elsevier Science Publishers B.V., 1985
- [16] R.H.Barkalow, R.W.Kraft and J.I. Goldstein:Metall.Trans., 1972, Vol.3, pp. 919-926.
- [17] E.J.Galda and R.W.Kraft:Metall. Trans., 1974, Vol.5, pp.1727-1733.
- [18] Y.Seki,H. Kawatani and Y.Ashida:Materials Research Society, Vol.3, pp.579-584.
- [19] G.A. Chadwick:Metallography of Phase Transformations, Butterworths Pub., pp. 149~151.