

技術資料

열간압연 및 광물분쇄를용 다합금계백주철의 응고 및 상변태

松原安宏

Solidification of Multi-Component White Cast Irons for Hot-Rolling and Mining-Industry

Yasuhiro Matsubara

1. 서론

철강제조기술의 발전은 롤을 포함한 압연기술의 진전과 밀접한 관계가 있으며 롤의 재질개선을 통해 압연기의 대형화, 고속화 그리고 고압하가 가능하게 되고 이로 말미암아 생산성의 향상 및 압연제품의 고급화가 이루어진다고 해도 과언은 아니다. 철강열간압연롤에는 우수한 내마모성, 내기황성 및 내열구렬성 등이 요구되는바, 내마모성은 재료의 고온강도 및 고온경도와 관계가 있고 내기황성은 peeling 또는 banding, 연부성 및 마모반 등에 의해 결정된다.

또한 시멘트공업을 위시하여 광물분쇄제조업에서는 제조기술의 향상과 제조비용의 저감 등이 요구되고 있다. 인건비 및 전력비를 제외하면 제조장치에 있어서 내마모부재의 소모는 제조비용에 큰 영향을 미치게 된다. 특히 광물분쇄기용 롤은 중요하며 내마모성이 좋아야 하며, 또한 잘 깨어지지 않아야 한다. 전자의 특성은 경도 및 편마모, 또 후자의 특성은 강도 및 인성과 관계가 있다.

위에 열거한 제성질은 기지조직과 기지중에 존재하는 탄화물의 종류, 형태량 및 분포상태 등에 의해 지배받는다. 따라서 열간압연롤 및 광물분쇄기롤의 성능 향상을 위해서는 이 요인들을 제어하기 위한 합금설계와 제조공정이 검토되지 않으면 안된다. 롤재료의 개발에는 적어도 응고(탄화물조직의 제어), 상변태(기지조직의 제어), 그리고 재료시험(강도, 인성, 내마모성의 평가)의 3가지 면에서 접근하여야 하며, 특히 현장테스트

등도 포함시킨 종합적인 연구를 행하지 않으면 안된다. 본 강연에서는 최근 철강열간압연 마무리롤로서 각광을 받고 있는 다합금계 백주철의 정출탄화물 조직과 응고에 관하여 언급한다. 또한 열간압연롤의 C함량은 강도, 인성 및 열처리 특성의 관점에서 2.3%이하로 제한하지만 광물분쇄기롤에의 적용도 고려하여 C함량을 약 3.0%까지 증가시킨 경우도 함께 언급하기로 한다.

2. 열간압연롤의 재료

열간압연용으로는 예전부터 아다마이트(과공석Ni-Cr강)가 입롤 또는 전단마무리롤로서 사용되어 왔지만 유럽에서 개발된 고Cr주철계롤이 도입되면서부터 이 주철에서 정출되는 고경도의 M_7C_3 형 고정Cr탄화물에 의한 내마모성, 내소부성이 개선되어 그 사용이 현저하게 확대되었다. 그러나 마무리롤 후단의 고속압연에서는 만족할 만한 내기황성이 얻어지지 않아 윤활작용을 부여하기 위해 흑연을 정출시킨 Ni-Hard계 주철이 적용되어 왔다. Ni-Hard주철은 M_7C_3 형 고정탄화물을 정출시키며 내마모성은 고Cr계주철에 비해 약간 떨어지지만 우수한 내소부성때문에 그 사용이 계속되어 왔다.

다합금계 백주철롤은 이러한 상황하에서 태어난 획기적인 롤재료이다. 이롤은 업계에서는 하이스롤이라 칭해지고 있으며 발전의 기원은 고속도공구강(High Speed Tool Steel: 하이스라 칭하여짐)에 있다고 여겨진다.

하이스는 공구강중에서도 가장 고성능인 고급

久留米工業高等專門學校 教授

“본 기술자료는 1996년도 하계기술강연대회에서 발표된 내용임”

재료이며, 개발은 20세기초 18W-4Cr-1V鋼에서 비롯되었다. 그후 W와 같은 작용을 하면서도 W의 2배효과를 발휘하는 Mo로 W의 일부를 치환시킨 6W-5Mo-4Cr-2V강이 정착되어 오늘에 이르고 있다. 이 鋼은 C량이 1.0%전후로 낮기때문에 공정탄화물은 합금원소의 응고편석에 의해 생성되는 정도이며, Mo 및 W계의 M₂C탄화물만 약간 정출될 뿐이다.

다합금계 백주철은 C량을 주철의 조성범위(공정반응을 하는 조성의 합금은 주철이라 칭하여 짐)까지 증가시킨 Fe-Cr-V-Mo-W-Co-C계 합금이며, 강한 탄화물형성원소를 다종류 함유하고 있기때문에 그들이 합금원소 특유의 공정탄화물로서 정출됨과 동시에 기지조직 내에서도 2차 탄화물로서 석출되도록, 더우기 Co첨가에 의해 기지의 고온강도를 향상시켜 tempering저항을 증대시킬 수 있도록 합금설계가 되어 있다[1-4].

물론 값비싼 합금을 다종류 함유하기 때문에 고가의 재료가 되지만 경제성의 문제는 종래의 원심주조법 또는 새로운 CPC(Continuous Pouring process for Cladding)법[5] 등의 복합화된 공정을 사용하여 다합금계 백주철의 사용을 최소로 하거나 생산성을 현저히 향상시킴으로써 해결될 수 있을 것이다.

3. 다합금계 백주철의 응고조직과 정출탄화물

일반적으로 합금의 응고과정을 알기 위해서는 우선 상태도상에서 응고과정의 추적시도가 행하여진다. 그러나 다합금계 백주철과 같이 다성분이 되면 상태도가 없이 예측조차 할 수 없게 되는 것이 보통이다. 또 응고현상과 합금원소량과의 관계를 분명하게 규명하려는 경우, 각 합금원소의 함량을 자유로이 변화시키면 합금원소의 영향을 독립적으로 규명하기 어렵게 된다. 따라서 C, V 또는 Co의 영향을 알고 싶을 경우 다른 합금원소량은 일정하게 두어야 하며, 또한 Mo 및 W의 영향을 조사하는 경우에 있어서도 W당량($W_{eq} = \%W + 2 \times \%Mo$)만 변화시키고 다른 합금원소의 함량은 일정하게 두어 의이원 또는 의삼원계로 취급하면 응고현상을 파악하기 쉽게된다.

3.1 응고조직과 C량과의 관계

기본합금(Fe-5%Cr-5%V-5%Mo-5%W-5%Co-C조성으로 이하 Fe-5%(Cr, V, Mo, W, Co)-C로 표기)에서 C함량을 변화시킨 다합금계 백주철의 주방상태조직이 그림 1에 나타나있다. C함량이 2.21%이하의 조성에서는 조직이 유사하며 백색의 입상탄화물, 입계에 정출된 침상탄화물 그리고 기지조직으로 구성되어 있음을 알 수 있다. 고속도강의 응고에 관한 연구[6]와 deep-etching한 본 시편들의 X-선 회절형태 및 EPMA(EDS)에 의한 합금농도측정을 종합한 결과, 입상탄화물은 V를 주체로 하는 MC탄화물이며 침상탄화물은 Mo 및 W를 주체로 하는 M₂C탄화물임이 판명되었다. C함량이 증가하면 양정출탄화물의 양은 증대된다. 그러나 C함량이 2.5% 이상 이 되면 MC탄화물의 입경은 다소 커지지만 양은 크게 변하지 않는다. 또한 침상의 M₂C탄화물은 조대하게 되고 동시에 다른 형태의 탄화물이 새롭게 정출된다. 이 탄화물은 봉상 또는 ledeburite에 유사한 morphology를 보여주고 있는데 저자가 보고한 고Cr주철의 응고조직[8,9] 중에 나타난 것과 같은 M₇C₃탄화물이다.

MC탄화물은 C함량이 적은 주철에서는 초정 austenite의 입계에 편재하지만 C함량이 증대되면 입수도 증가하여 비교적 균일하게 분포되고 초정 austenite내에서도 존재하게 된다. 또한 M₂C탄화물은 저C주철에서는 초정입계에 위치하던가 도는 lamella상 공정의 형태를 취하지만 고Cr주철에서는 침상탄화물이 조대해져 판상공정으로 된다. 용액에서 일차적으로 정출되는 각종 탄화물의 양 및 분포상태는 물 재료가 구비하여야 할 성질중에서 내소부성과 관계가 깊으며 일반적으로 탄화물량이 많으면 마모계수가 감소하여 내소부성이 개선된다.

기본합금조성(Fe-5%(Cr, V, Mo, W, Co)-C)의 다합금계 백주철에서 C함량이 1.7%~3.0% 범위일 경우 정출되는 탄화물의 양은 MC탄화물이 약 8~15%, M₂C탄화물이 5~7%로 탄화물의 총량은 대략 13~22%정도이다[10].

한편, 주방상태의 기지조직은 bainite, martensite 및 austenite로 구성되어 있으며 austenite는 주철중의 C함량이 증가되면 함께 증가된다.

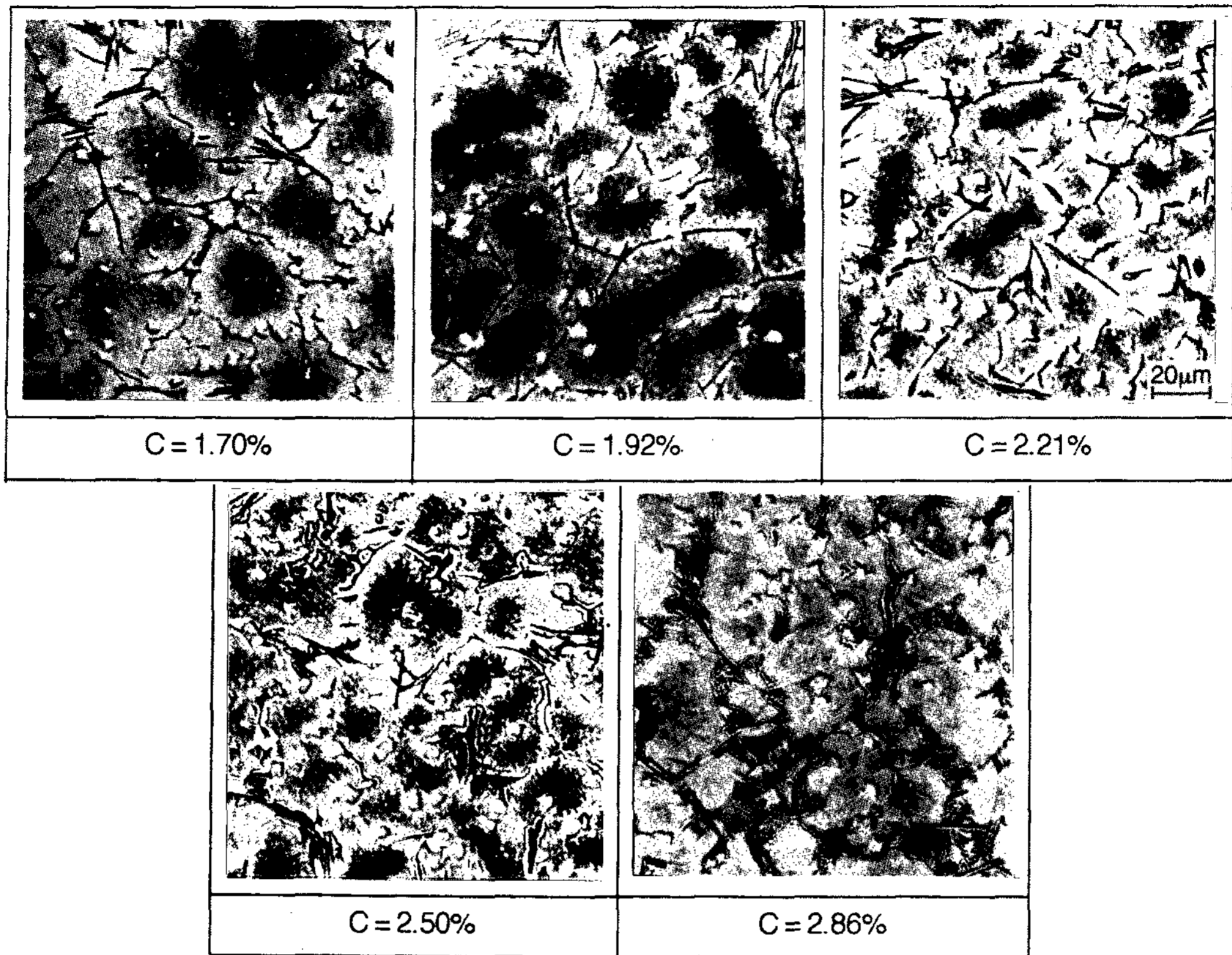


그림 1. C함량에 따른 다합금계 백주철의 주방상태 조직
(기본합금조성 : Fe-5%Cr-5%Mo-5%W-5%V-5%Co)

3.2 조직성분상의 합금농도

합금성분이 일정할 경우, C함량이 증가되면 정출탄화물의 종류 및 양도 증가된다. C함량이 2.86%인 다합금계 백주철의 각 조직성분상의 합금농도 및 측정부위의 SEM사진이 그림 2에 나타나 있다. 입상MC탄화물(A)는 V가 50~55%로 가장 높고 Fe, Mo, W 및 Cr등도 고용되어 있음을 알 수 있다. 그리고 A의 중심부에는 V함량이 78%로 현저하게 높은 부분이 있는데 이 함량은 VC탄화물의 V함유량에 가깝다. 이것은 VC탄화물이 MC탄화물의 정출초기에 핵생성되는 가능성을 시사해 주고 있다. 침상M₂C탄화물(B)에는 Fe, Cr 및 V 고용되어 있지만 Mo 및 W가 약 50%차지하고 있다.

탄화물(C) 및 (D)는 침상탄화물간 또는 최종 응고부위에서 미세한 lamella상으로 정출되고 있는데 전자는 Mo, W, Fe가 주체이고 후자는 Fe 및 Cr이 높은 반면 Mo 및 W의 고용량은 B 및

C보다 많지 않다. 따라서 C는 형태는 다르지만 B와 같은 M₂C탄화물이고 D는 Cr계의 M₇C₃탄화물일 가능성이 크다.

3.3 정출탄화물과 응고속도와의 관계

다합금계 백주철의 경우, 화학조성에 따라 정출탄화물의 종류는 다르게 되고 그 형태도 변하게 된다. 본 성분계에 있어서는 MC, M₂C, M₇C₃ 및 M₃C탄화물이 정출된다. 또 동일조성의 주철 일지라도 응고속도가 변화하면 정출탄화물의 종류도 변화하기 때문에 그 점에 관해 파악할 필요가 있다.

C함량이 다른 기본합금계 주철의 정출탄화물, 응고속도(냉각속도라 간주해도 무방) 및 C함량과의 관계가 그림 3에 나타나 있다. 형태는 다르지만 MC와 M₂C탄화물은 전 C영역 및 전 응고 속도구역에서 정출되는 반면 M₇C₃탄화물은 고 C 함량의 저성장속도의 영역에서 정출되는 경향이

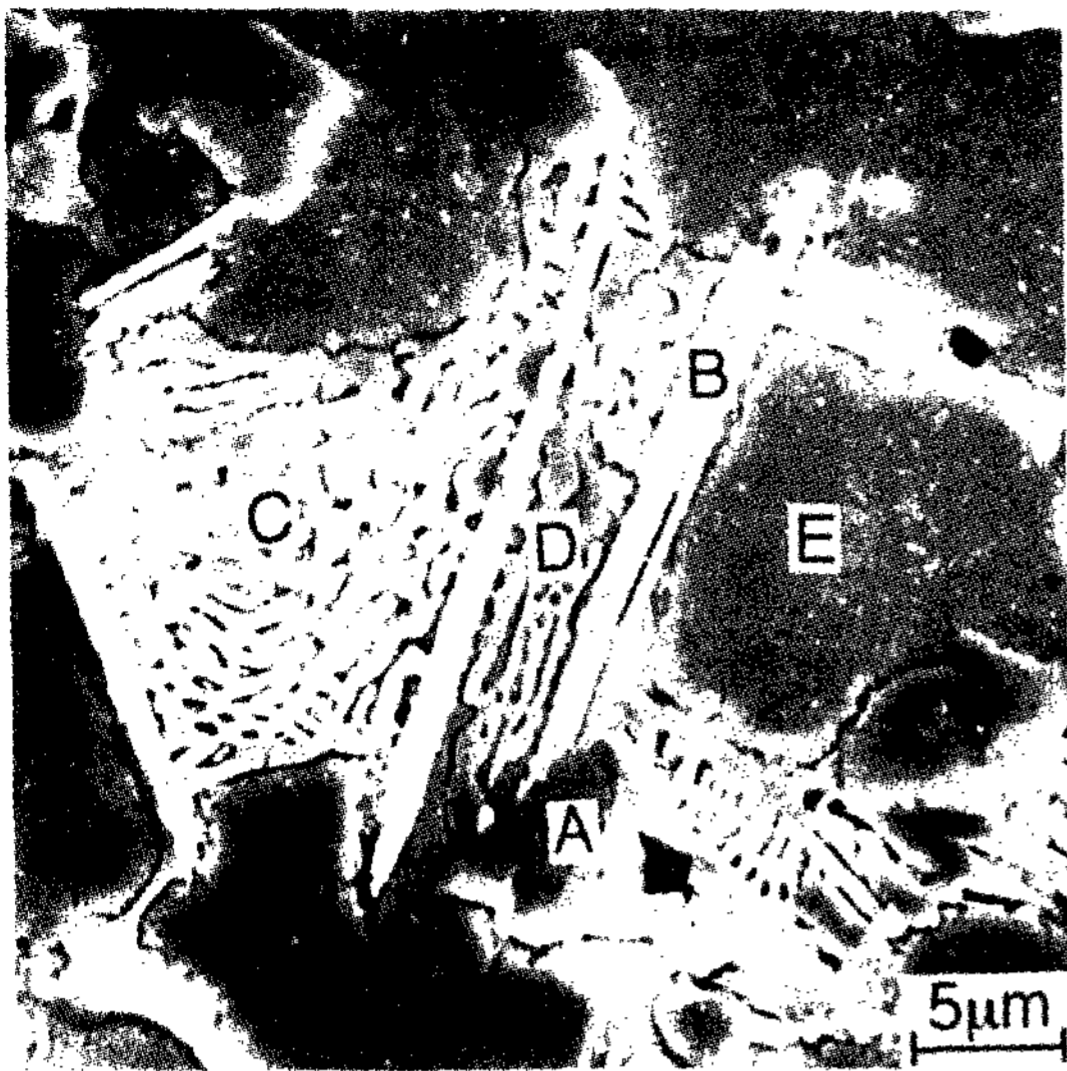


그림 2. C함량 2.86%인 다합금계 백주철의 각 조직 성분상의 합금농도 측정부위에 대한 SEM사진

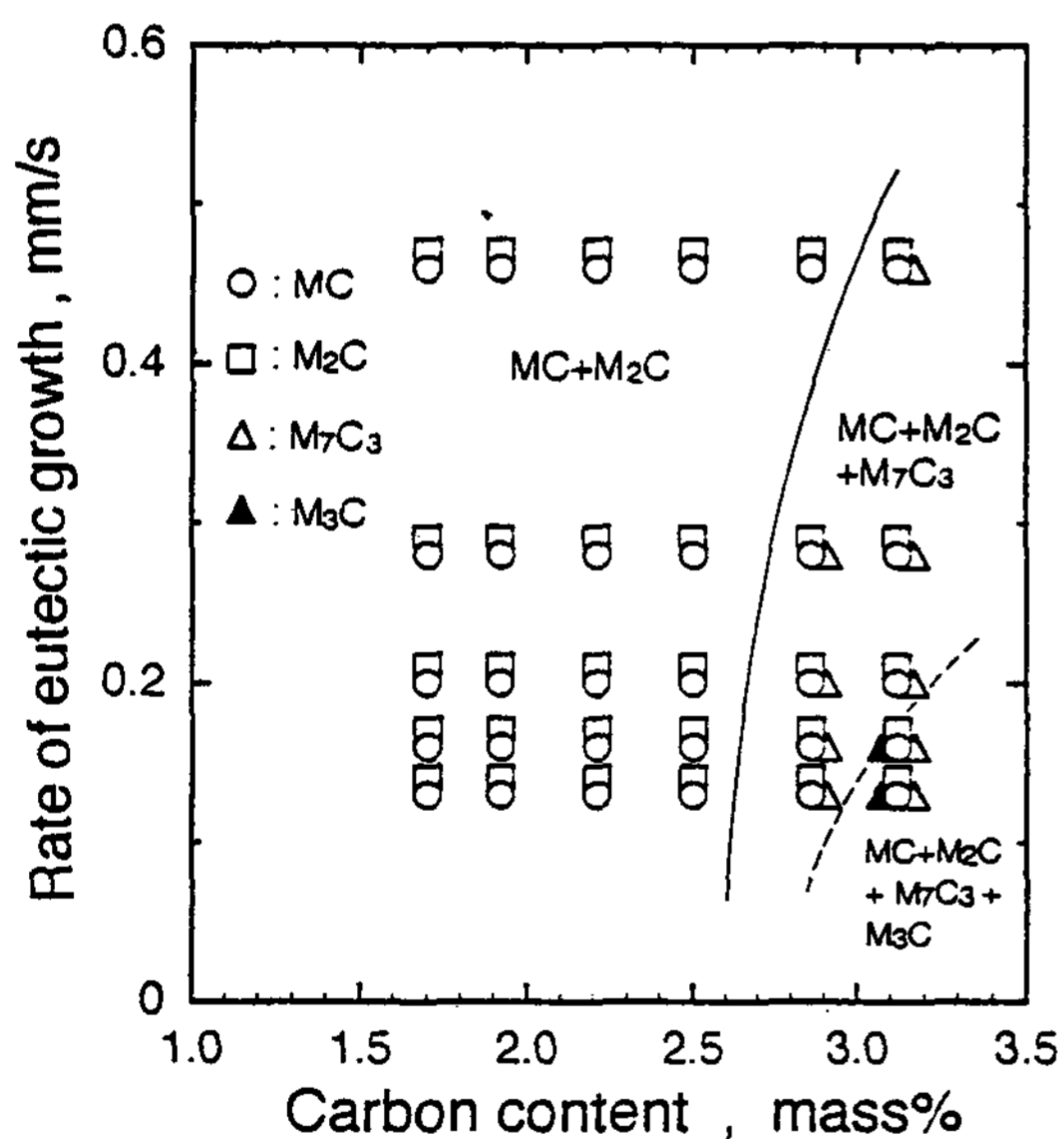


그림 3. 정출탄화물의 종류, 탄소함량과 공정응고속도의 상관관계

있다. C함량이 3.12% 정도로 높게되면 M_7C_3 탄화물은 물론 정출되지만 성장속도가 낮을 경우에는 M_3C 탄화물이 정출되며 응고가 austenite(γ) + cementite(M_3C)공정까지 도달된다.

3.4 정출탄화물의 종류 및 형태

다합금계 백주철에 있어서 탄화물의 종류, 형

태 및량은 재료의 특성에 큰영향을 미친다. 따라서 다합금계 백주철의 개발 및 실용화를 할 경우, 정출탄화물의 종류 및 형태를 충분히 파악할 필요가 있다. 탄화물의 판별 및 형태관찰을 할 경우에는 deep-etching된 시료를 사용하면 편리하다. fine polishing된 시료를 특수 deep-etching액[12]으로 부식시키면 기지조직은 제거되고 탄화물만 노출되게 된다. 그 면을 X-선 회절시키면 정출탄화물을 판별할 수 있으며 SEM으로 관찰하면 탄화물의 입체구조를 명확히 파악할 수 있게 된다. 본 주철에 정출되는 탄화물은 MC탄화물 단독의 경우도 있지만 $MC+M_2C$, $MC+M_7C_3$ 및 $MC+M_2C+M_7C_3$ 같이 복수의 탄화물이 공존하는 경우가 대부분이며 동일 탄화물일지라도 입체구조에는 큰 차이가 있다.

3.4.1 MC탄화물

MC탄화물의 형태는 petal-like, nodular 및 coral-like의 3종류로 분류된다. petal-like MC탄화물은 저C주철에서 관찰되며 광학현미경조직, SEM조직 및 X-선 회절형태가 그림 4에 나타나 있다. 이 탄화물은 초정 dendrite의 경계부에 정출되며 (a)에서 나타난 바와같이 광학현미경하에서는 편상으로 보이지만 입체적으로 보면 (b)에서 나타난 바와같이 편상흑연주철의 흑연 공정셀과 같은 petal-like형태이다. X-선 회절형태는 MC 및 M_2C 양 탄화물의 peak로 구성되지만 M_2C 탄화물의 정출량은 작기때문에 그 강도도 약하다.

고Cr주철에 나타나는 nodular MC탄화물은 그림 5에 나타난 바와같이 기지조직내에 비교적 균일하게 분포되고 입체적으로는 구에 가깝다 (b). 이들 nodular MC탄화물은 단독으로 존재하지만 이것보다 C함량이 조금 낮게되면 구상이 일그러져 입상 또는 petal-like로 형태가 변화되기 때문에 nodular MC탄화물은 주철의 C함량이 높을수록 단독으로 정출되는 경향이 높다. MC탄화물은 고경도(약 HV2800)이기 때문에 내마모성이 좋으며 nodular MC의 형태를 취할 경우 인성 및 내구열성의 개선이 기대된다. coral-like MC탄화물은 고V주철에 정출된다. 그림 6(a)의 현미경조직중 MC탄화물은 큰 괴상, 입상 및 봉상의 형태를 취하지만 입체적으로는 (b)와 같이 괴상의 MC탄화물이 연속적으로 성장되는 봉상

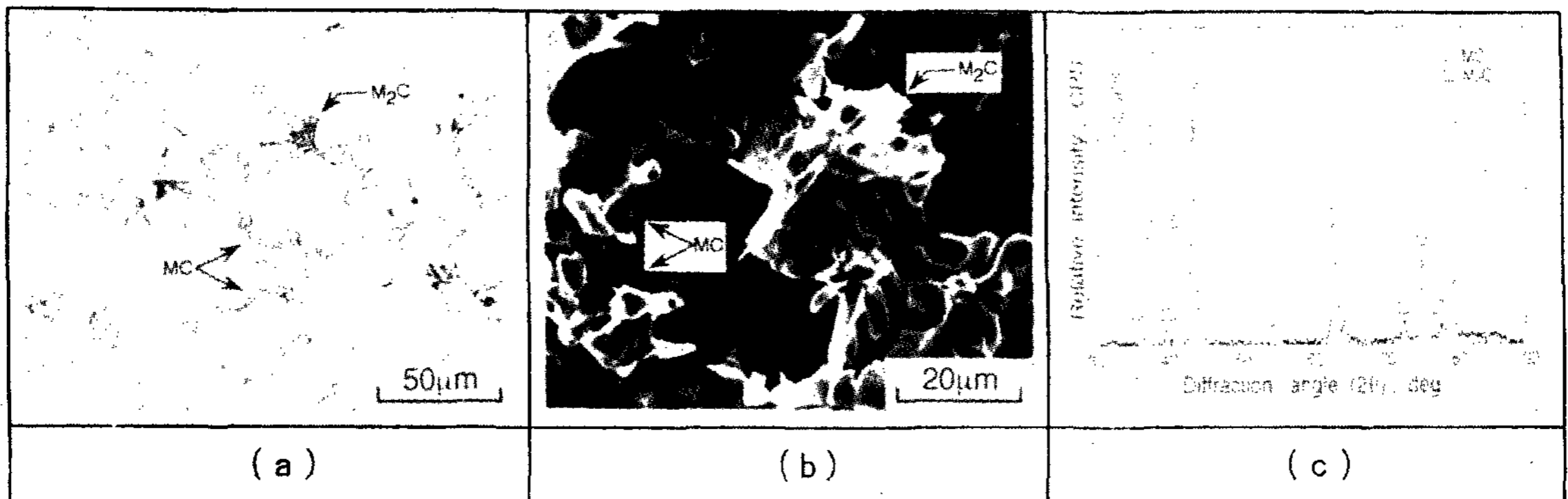


그림 4. Petal-like MC 탄화물의 (a) 광학현미경 조직, (b) SEM조직 및 (c) X선 회절형태
(합금계 : Fe-5%Cr-2%Mo-2.5%W-5%V-5%Co-1.82%C)

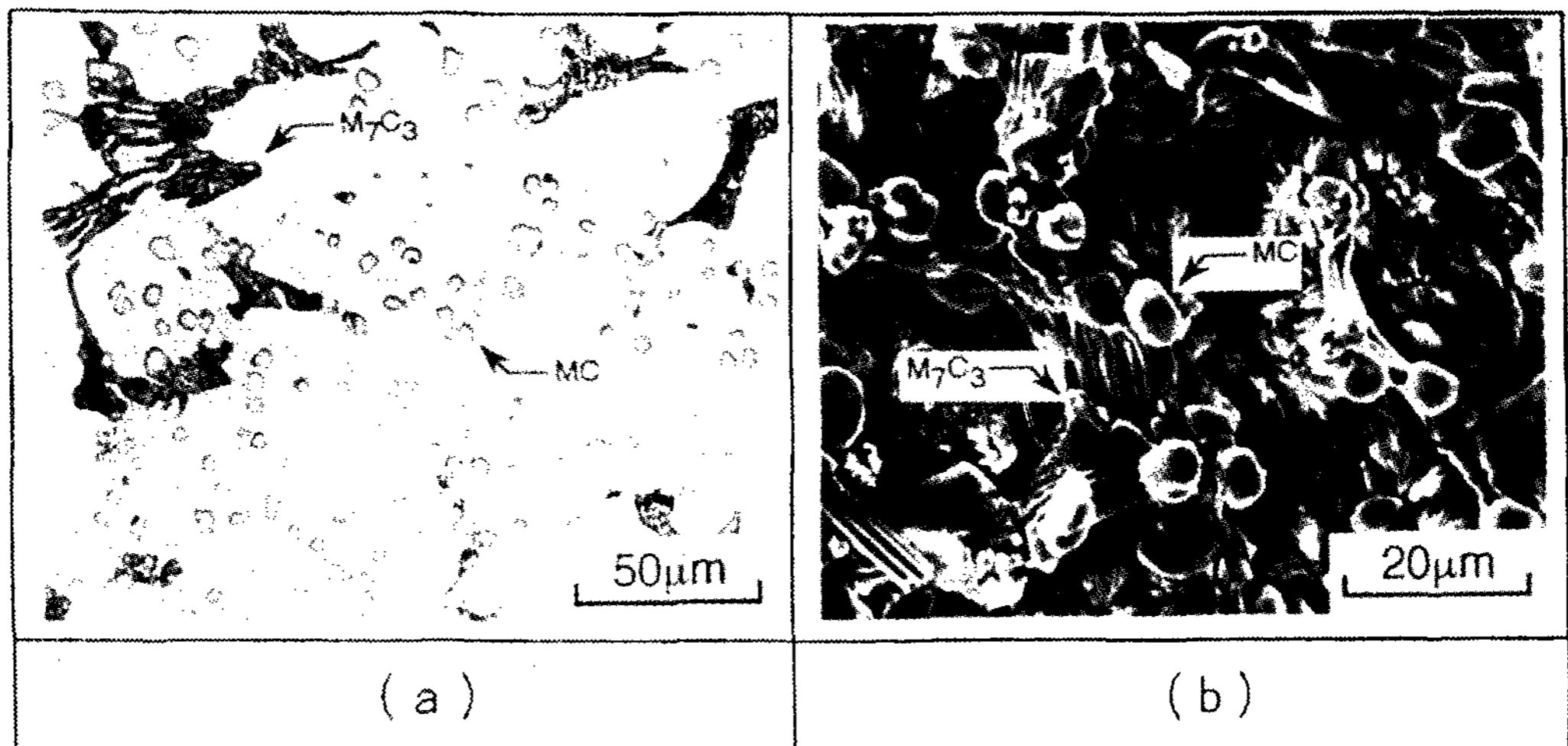


그림 5. 고Cr주철에 나타나는 nodular MC 탄화물 : (a) 광학현미경 조직 (b) SEM 조직

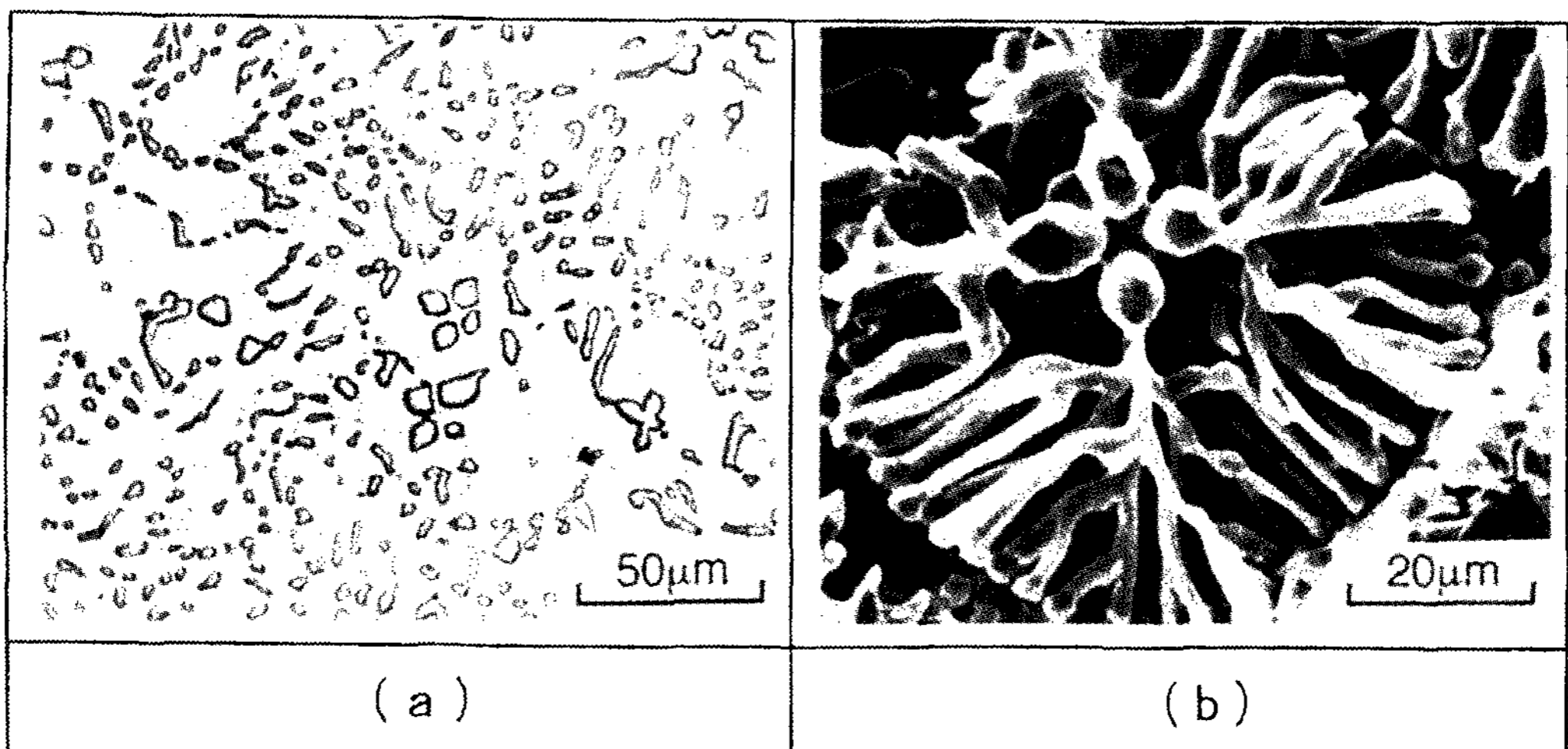


그림 6. Coral-like MC 탄화물 : (a) 광학현미경 조직 (b) SEM 조직

의 공정이다. 즉 초정의 조대한 MC탄화물을 시작으로 공정의 MC탄화물이 분기되면서 방사선으로 발달하여 마치 바다의 산호와 같은 형태를 띠게 된다. 따라서 어떤면으로 절단하여도 가지의 단면이 나오기때문에 (a)에서 나타난 바와같이 입상 또는 봉상의 탄화물로 보이게 된다.

3.4.2 M₂C탄화물

고속도강의 경우 W/Mo의 비가 작거나 냉각속도가 빠르면 M₂C탄화물이 정출될 경향이 크고 W/Mo의 비가 크거나 냉각속도가 느리게 되면 M₂C탄화물보다도 M₆C탄화물이 정출되기 쉽다 [13].

또 V함유량이 많으면 M₆C탄화물의 형태가 억제되어 M₂C탄화물의 정출경향이 높게된다[14].

C함량이 높은 본 주철계에서는 W/Mo의 비가 1 정도이며 V함량이 통상의 고속도강보다 높기때문에 정출탄화물은 M₆C보다 M₂C탄화물이 되기 쉽고 X-선 회절에서도 M₆C탄화물은 관찰되지 않았다. M₂C탄화물의 형태는 lamella상과 조대한 판상의 2종류가 있으며 각각의 광학현미경조직 및 SEM조직이 그림 7(a)(b) 및 그림 8(a)(b)에 나타나 있다. lamella상의 M₂C탄화물은 그림 7(a)에 나타난 바와같이 거의 초정 dendrite경계에 정출되며 그 형태는 (b)와 같이 얇은 판상의 탄화물이 층상으로 나열해 있는 입체구조이다. 판상 M₂C는그림 8(a)에서 보듯이 광학현미경하에서는 침상의 형태를 나타내지만 입체적으로 보면 두꺼운 판상탄화물이 비교적 넓은

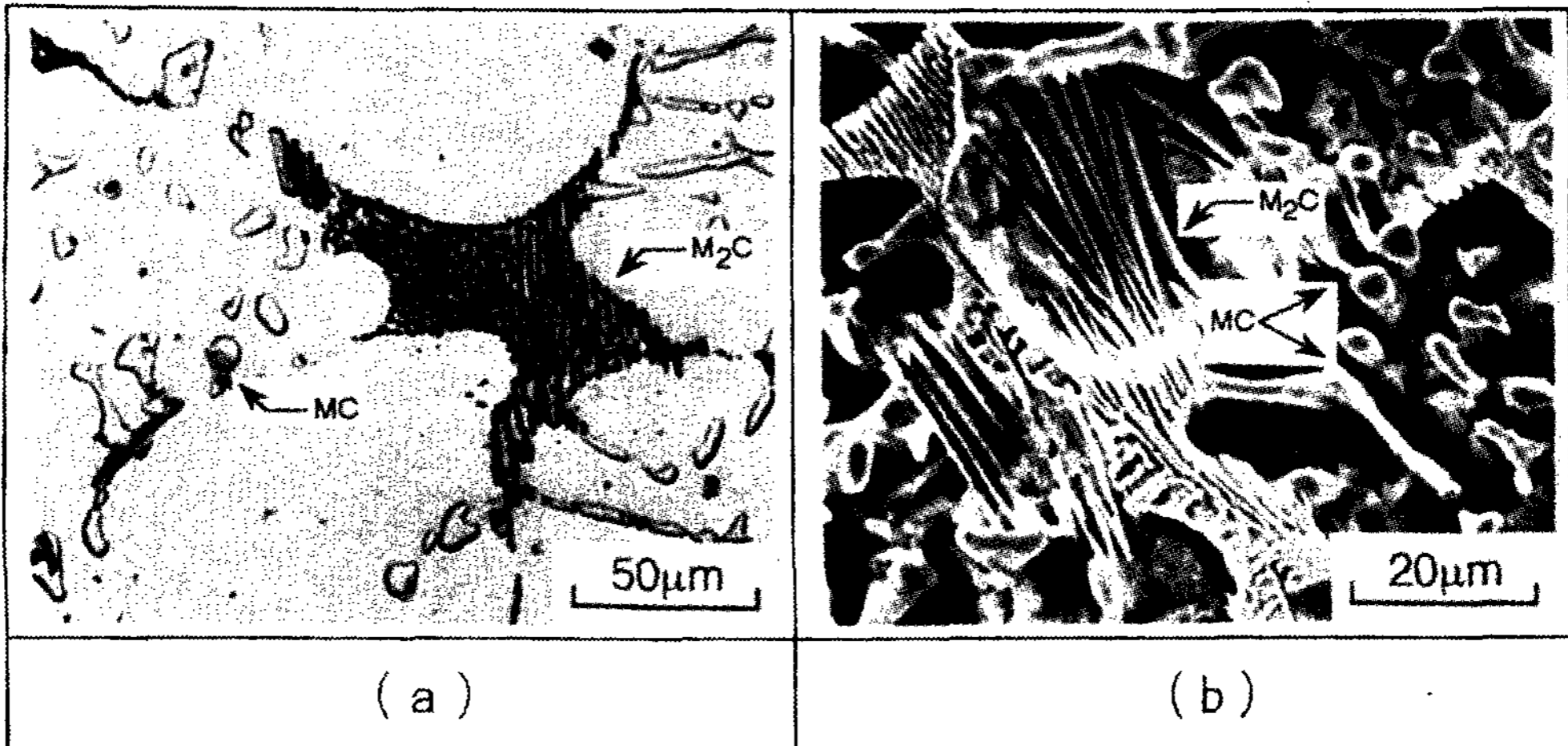


그림 7. Lamellar상 M₂C 탄화물 : (a) 광학현미경 조직 (b) SEM 조직

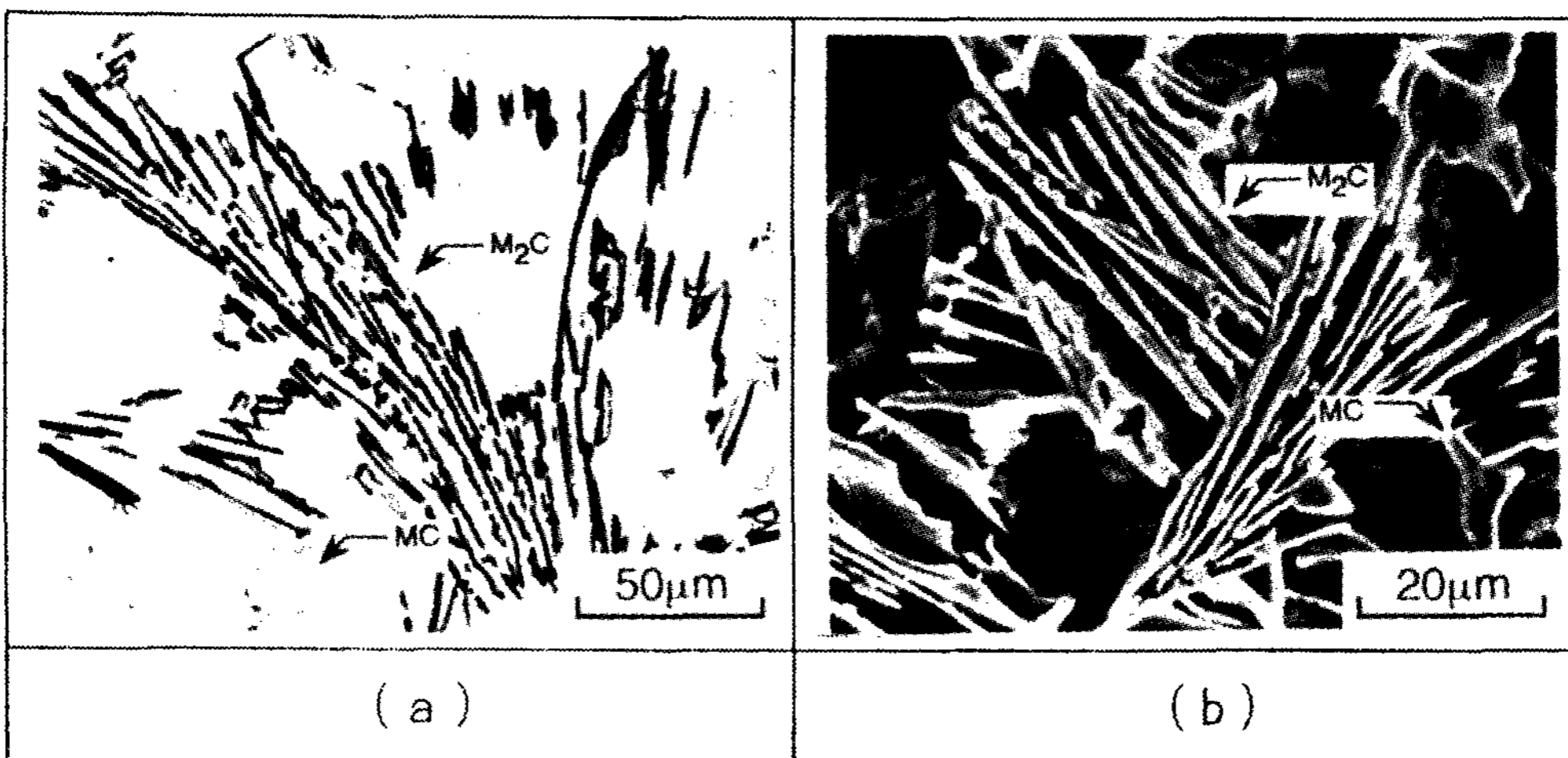


그림 8. Plate상 M₂C 탄화물 : (a) 광학현미경 조직 (b) SEM 조직

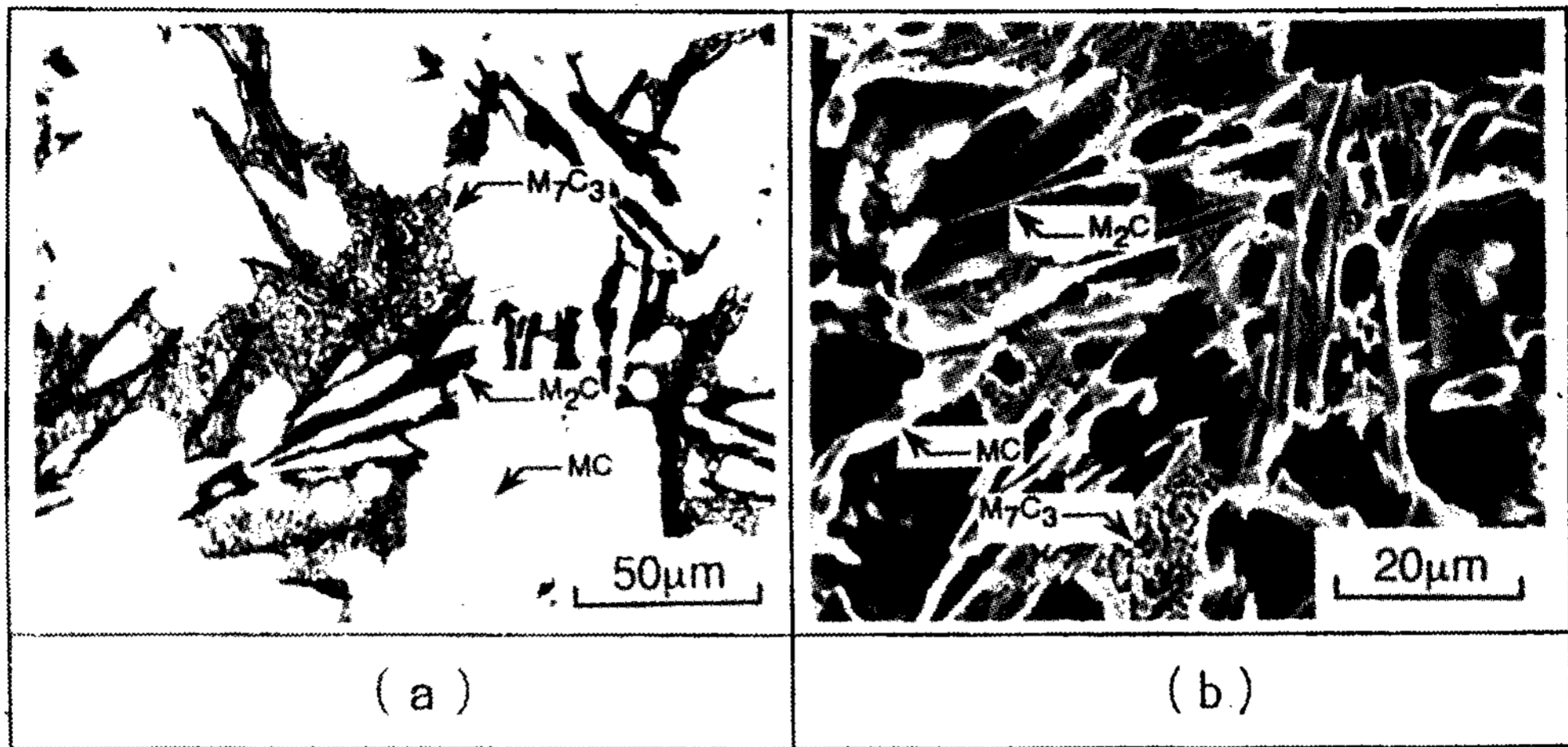


그림 9. Rod상 M₇C₃ 탄화물 : (a) 광학현미경 조직 (b) SEM 조직

간격으로 나열해 있는 구조를 보이고 있다(b). 특히 lamella상의 M₂C탄화물의 형태는 고속도강에서 정출되는 M₂C탄화물의 형태와 유사하기 때문에 양 탄화물의 형태의 차이는 M₂C공정탄화물이 정출되기 직전의 용액량의 차이에 기인된다고 여겨진다. 또한 M₂C탄화물은 준 안정상이므로 열처리에 의해 MC 및 M₆C탄화물로 변화되는 사실이 X-선 회절실험에 의해 확인되고 있다.

3.4.3 M₇C₃탄화물

고속도강과 같이 C함량이 낮으면 M₇C₃탄화물은 정출되지 않지만 고속도강에 비해 Mo 및 W의 함량이 작고 C함량이 높은 다합금계 백주철에서는 M₇C₃탄화물의 정출이 일어나기 쉽다. M₇C₃탄화물은 그림 5 및 그림 9에 나타난 바와같이 MC 및 M₂C탄화물과 공존하게 되고 다합금계 백주철에서 M₇C₃탄화물만 단독으로 존재하는 경우는 없다. M₇C₃탄화물의 형태는 봉상 또는 ledeburite상이며 초정 dendrite사이의 최종응고 부위에 존재한다.

3.5 정출탄화물의 종류와 형태에 미치는 합금 원소의 영향

3.5.1 V 및 C의 상호영향

Cr 및 Co함량을 각각 5%, Mo 및 W함량을 각각 2%(W_{eq}=6%)로 하고 C 및 V함량을 변화시킨 주철에 있어서 탄화물의 종류, 형태, V 및 C함량과의 관계가 그림 10에 나타나 있다. MC탄화물은 전조성영역에서 정출되지만 형태는 다르

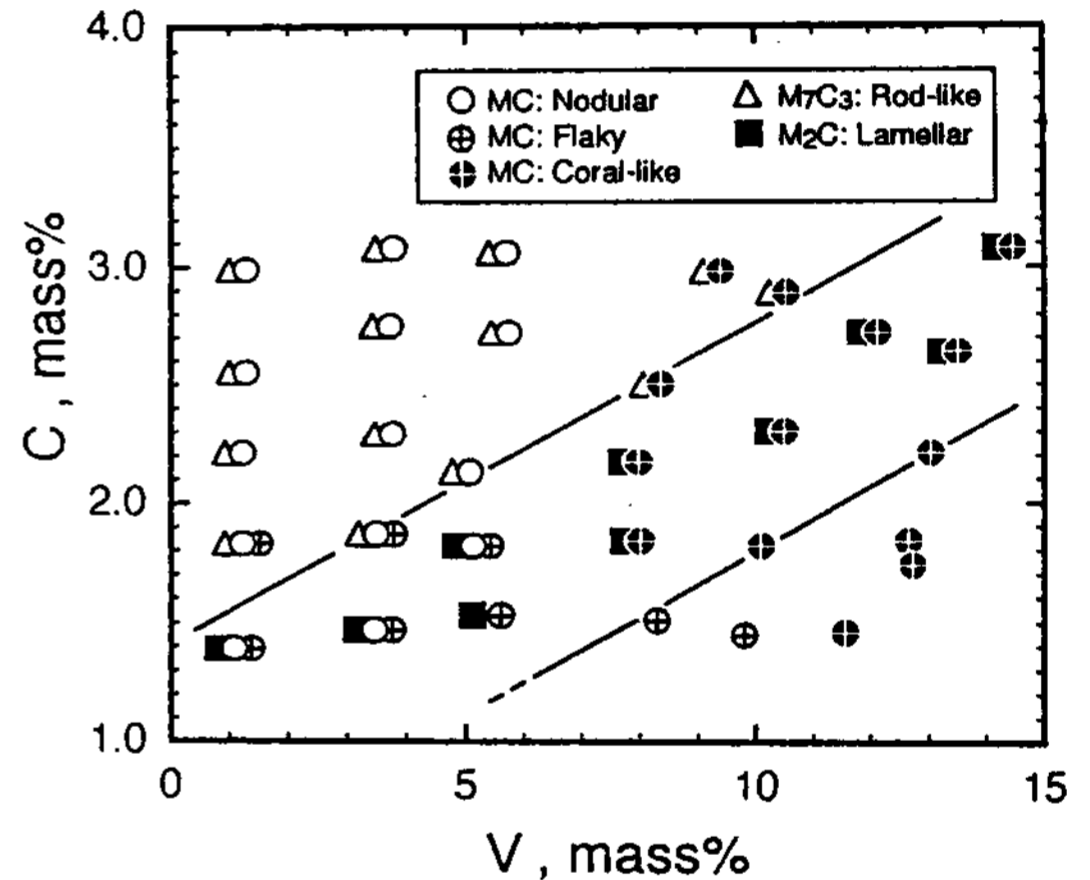


그림 10. 정출 탄화물의 종류와 형상에 미치는 V과 C함량의 영향관계 (기본합금조성: Fe-5%Cr-2%Mo-2%W-5%Co)

다. nodular MC탄화물이 정출되는 조성영역은 V함량이 1~6%이며 C함량이 1.4% 이상인 조성영역이다. 이에 반해 flaky MC탄화물은 V함량이 1~10%이며, C함량이 약 2%이하의 조성영역에서 정출된다. 또한 coral-like MC탄화물은 약 8%이상의 고V영역에서 정출된다. 또 형태는 다르지만 MC탄화물이 단독으로 정출되는 조성영역이 있는데 이것은 (1)식으로 주어지며 flaky 또는 coral-like MC탄화물만 존재하는 영역은 그림 10에 나타나 있다.

$$\%C \leq 0.14 \times \%V + 0.41 \dots\dots\dots(1)$$

M₇C₃탄화물이 정출되는 조성범위는 (2)식으로

주어지면 V함량이 높을수록 고C영역으로 이동된다.

$$\%C \geq 0.13 \times \%V + 1.42 \dots\dots\dots(2)$$

따라서 M₂C탄화물의 정출범위는 MC탄화물만 정출되는 경계선(식(1))과 M₇C₃탄화물의 경계선(식(2))으로 둘러싸인 영역에 한정된다.

3.5.2 W_{eq}와 C의 상호관계

Cr, V, Co의 함량을 각각 5%로 일정하게 두고 C 및 W_{eq}를 변화시킨 주철에 있어서 정출탄화물의 종류, 형태, C 및 W_{eq}와의 관계가 그림 11에 나타나 있다. nodular MC탄화물은 W_{eq}가 11% 이하이며 C함량이 2%이상의 조성영역에 존재한다. 그외 조성영역에서는 petal-like MC탄화물이 정출되며 그 중에서도 C함량이 2%이상이고 W_{eq}가 약 15% 이상이 되면 괴상의 초정 MC탄화물이 공존하게 된다. M₇C₃탄화물이 정출되는 C범위는 W_{eq}에 의해 변화되며 식(3)으로 주어진다.

$$\%C > 1.9\%C (W_{eq} \leq 8\%)$$

$$\%C \geq 0.11 \times \%W_{eq} + 1.01 (8\% \leq W_{eq} \leq 17\%) \dots(3)$$

$$\%C \geq 2.9\% (W_{eq} \geq 17\%)$$

M₂C탄화물의 정출경계선은 그림 11의 실선으로 표시된 M₇C₃탄화물의 경계선과 거의 일치한다. 그러나 M₂C탄화물의 형태에는 lamella상과 판상이 있으며 양자는 그 영역내에서도 조성에 의해 구분된다. 즉 lamella상 M₂C탄화물은 W_{eq}가 15%이하에서 그림 11의 M₇C₃탄화물 경계선의 밑에 있는 조성영역에서 정출되고 판상 M₂C탄화물은 W_{eq}가 15%이상의 전 C조성영역에서 정출된다.

또 본 합금조성의 경우 W_{eq}를 변화시켜도 특정의 탄화물이 단독으로 정출되는 조성범위는 없고 거의 MC+M₂C 또는 MC+M₇C₃의 2종류 또는 MC+M₇C₃+M₂C의 3종류 탄화물이 공존하는 영역으로 된다.

3.5.3 Co 및 C의 상호영향

Cr 및 V함량을 각각 5%, Mo 및 W함량을 각각 2%(W_{eq}=6%)로한 주철에 있어서 정출되는 탄화물의 종류 및 형태에 미치는 Co 및 C함량의 영향이 그림 12에 나타나 있다. Co함량이 0~12%의 범위로 변화시켜도 정출탄화물의 종류 및 형태는 전혀 변화하지 않으며 탄화물 조직은 C함량에 의해 결정된다. 약 2%C를 경계로 하여 그 이하에서는 petal-like MC탄화물과 lamella상

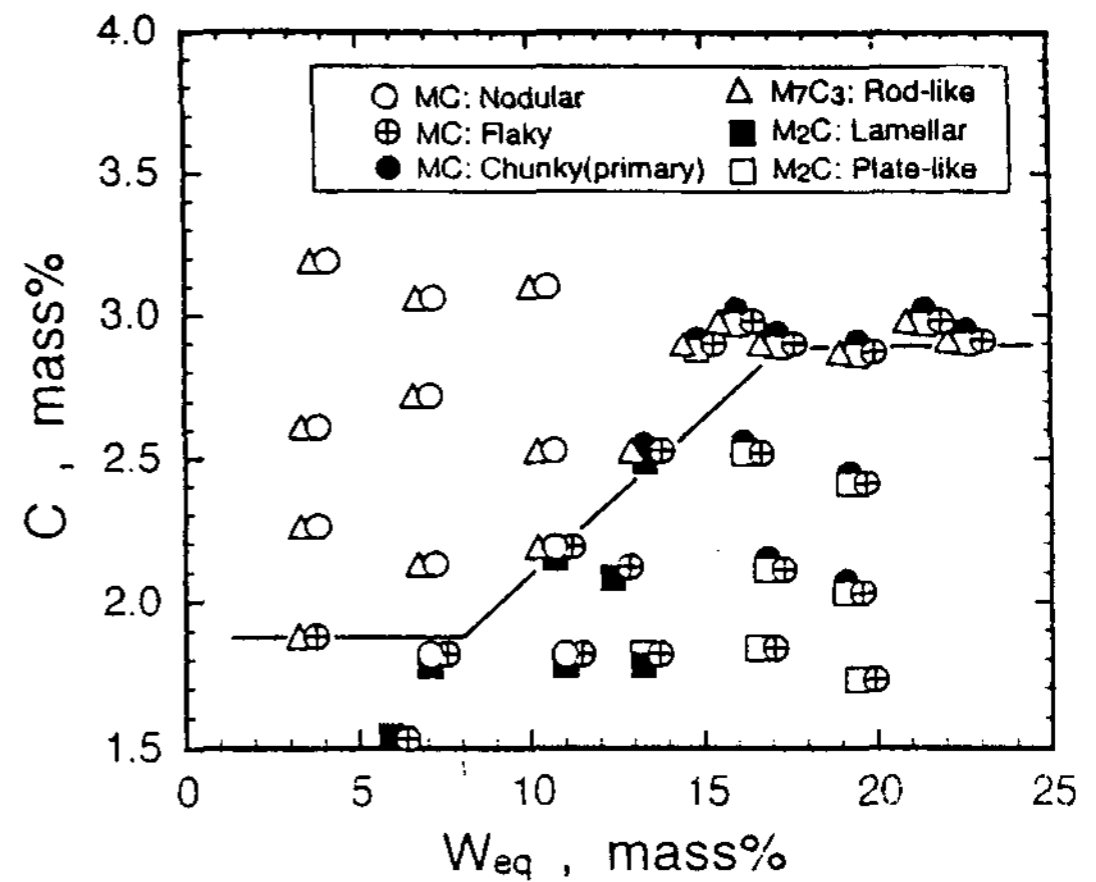


그림 11. 정출 탄화물의 종류와 형상에 미치는 W_{eq}와 C함량의 영향관계
(기본합금조성: Fe-5%Cr-5%V-5%Co)

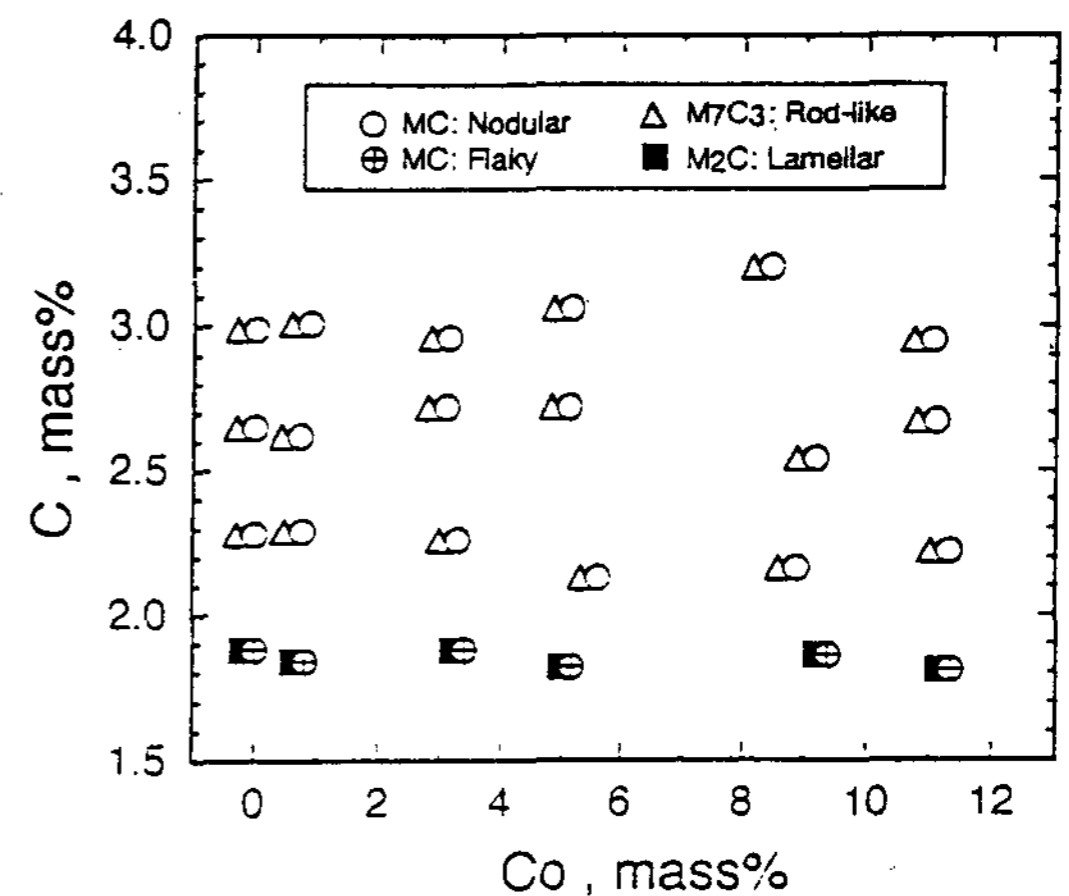


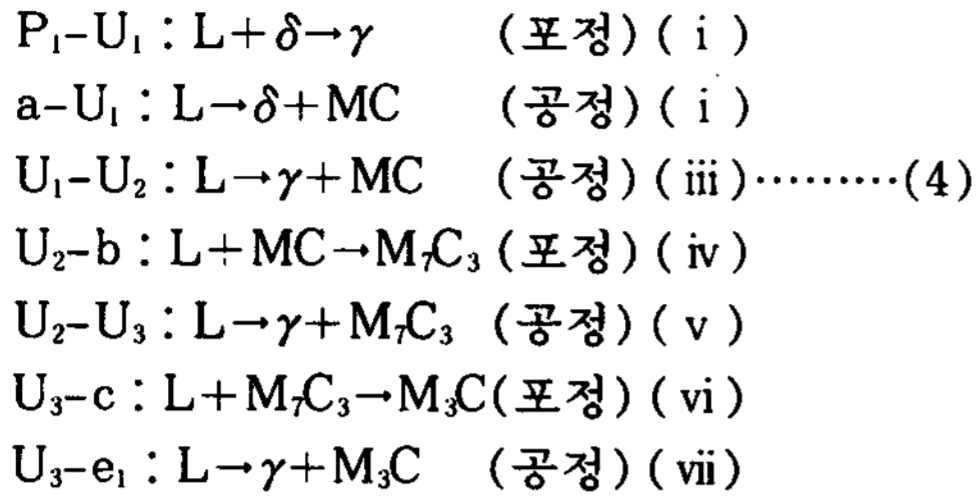
그림 12. 정출 탄화물의 종류와 형상에 미치는 Co와 C함량의 영향관계
(기본합금조성: Fe-5%Cr-2%Mo-2%W-5%V)

M₂C탄화물이 공존하지만 그 이상이 되면 nodular MC탄화물과 봉상 M₇C₃탄화물이 공존하게 된다.

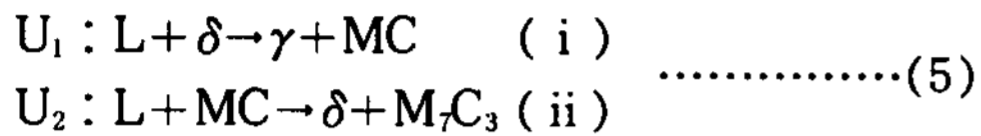
4. 다합금계 백주철의 응고과정

기본합금조성(Fe-5%(Cr, V, Mo, W, Co)-C)의 주철에서 C 및 V함량을 변화시킨 합금의 액상면 상태도를 M[Fe-5%(Cr, Mo, W, Co)]-V-C의 의삼원계로 나타낸 것이 Fig. 13에 나타나 있다. 초정면은 δ고용체, γ고용체(austenite),

MC, M_7C_3 및 M_3C 탄화물로 나뉘지며 경계선에 있어서 응고반응은 (4)식으로 나타낼 수 있다.



또 U_1 과 U_2 점은 포공정반응으로 (5)식으로 표기된다.



이들 반응중에서 룰의 재료로서 다합금계 백주철의 응고에 중요한 반응은 (4)식의 (iii)과 (v)이다. 그림 13의 상태도상의 기호 X_1 및 X_2 로 표시된 합금조성, 즉 기본합금조성(Fe-5%Cr-5%V-5%Mo-5%W-5%Co)으로 C함량이 2.2% 및 2.9% 주철의 응고조직이 그림 14(a)(b)에 나타나 있다.

4.1 Fe-5%(Cr, V, Mo, W, Co)-2.2%C 주철

본 주철의 응고조직은 그림 14(a)에서 나타난 바와 같이 편상 MC탄화물, 침상 M_2C 탄화물 및 기지조직으로 구성되고 양 탄화물의 입체구조는 각각 petal-like 및 판상이다. 열분석곡선에서 그림 15에 나타난 바와같이 3개의 절점이 나타나고 있다. 각 절점의 반응과 응고상황과의 대응을 위해 열분석 도중 절점 전후의 온도(그림 15에 표시)에서 시료를 수중 급냉시켜 응고의 진행을

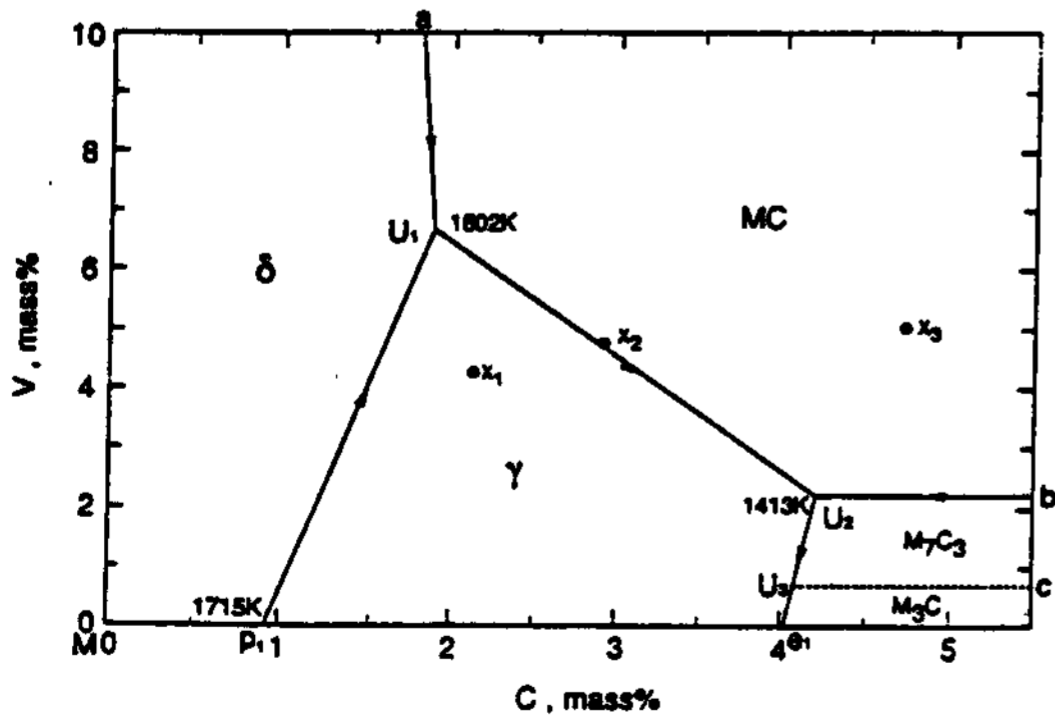


그림 13. M-V-C 의3원계(擬三元系)합금의 액상면 상태도 (M : Fe-5%Cr-5%Mo-5%W-5%Co)

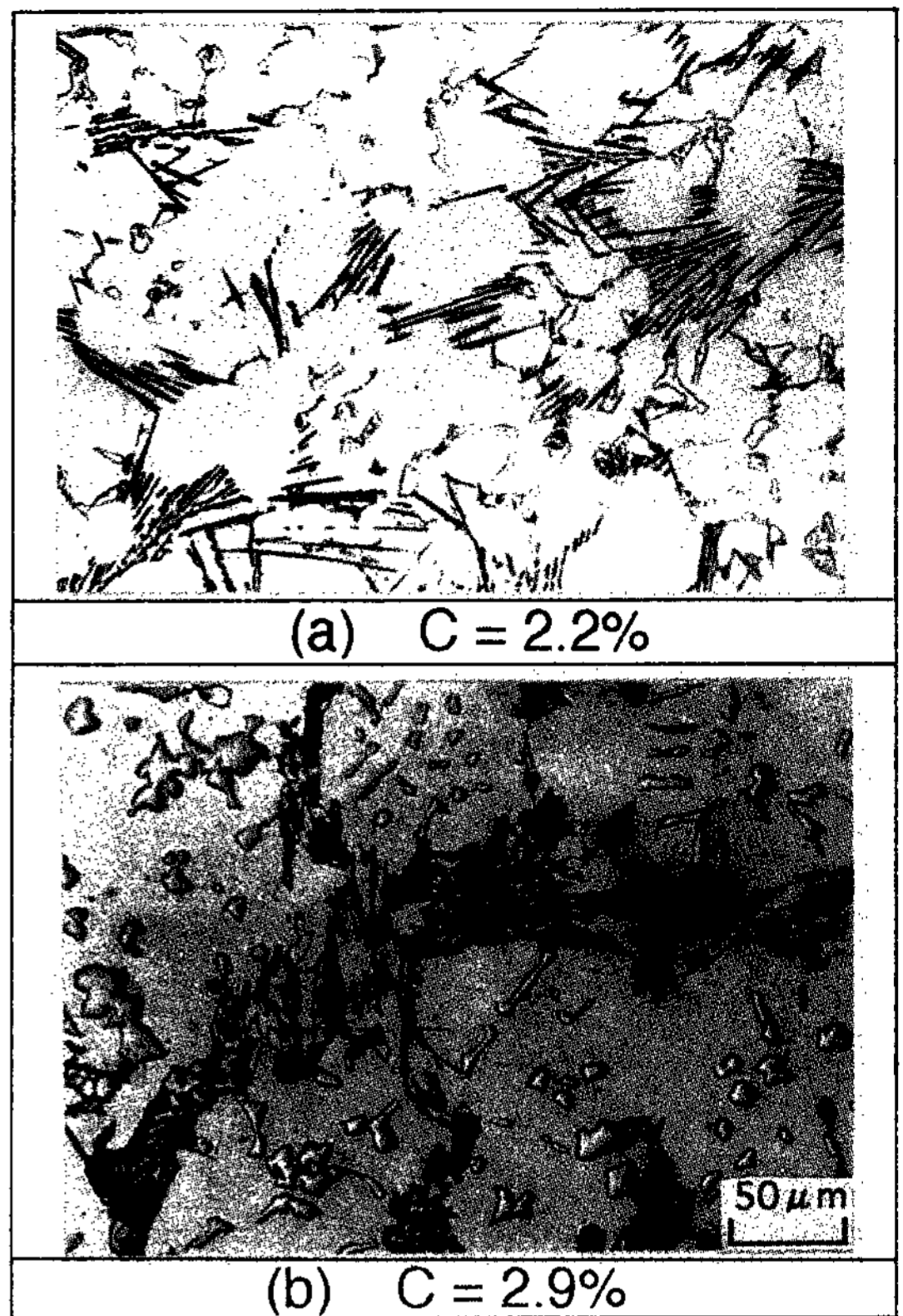


그림 14. 기본합금조성을 가진 다합금계 백주철의 응고조직 사진 (a) 2.2%C (b) 2.9%C

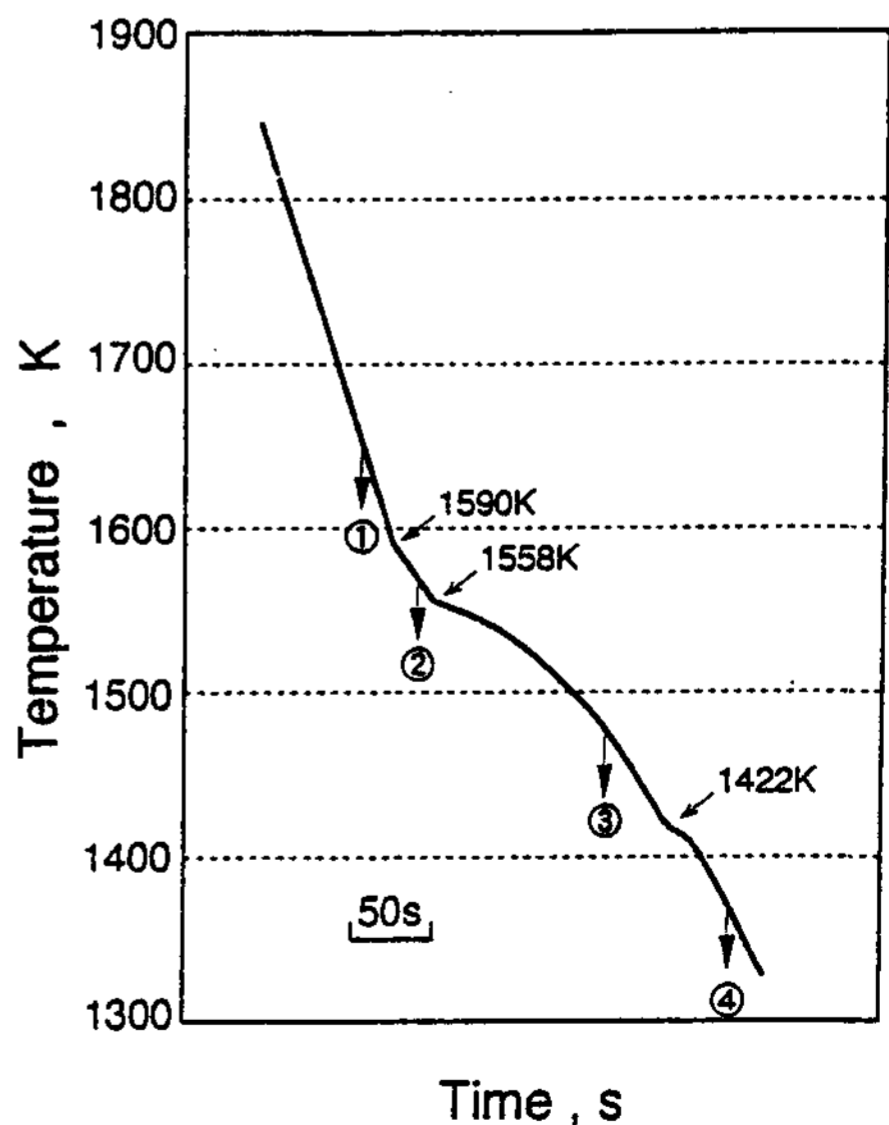


그림 15. 2.2%C을 가진 다합금계 백주철의 열분석 곡선

정지시킨 시료의 광학현미경조직과 정출탄화물의 입체구조를 대비시킨 사진이 그림 16(a)(b)에 나타나 있다.

열분석곡선의 ①에서 급냉시킨 시료의 현미경 조직은 미세한 γ dendrite와 미세한 공정조직으로 구성되어 있으며(그림 16①) 용액상태로 부터 급냉응고된 것이다. 제1절점이 나타난 후 급냉시킨 조직②는 성장한 γ 와 그것을 둘러싼 2종류의 미세조직으로 되어 있기때문에 이 절점은 $L \rightarrow \gamma$ 의 초정정출에 의한 것이다. 제2와 제3절점의 중간온도로부터 급냉시킨 시료③은 초정 γ , 성장한 MC탄화물 및 잔류용액의 급냉미세조직으로 되어 있기때문에 제2절점은 $L \rightarrow \gamma + MC$ 의 공정반응을 나타낸다. 제3절점의 반응종료 후에 급냉시

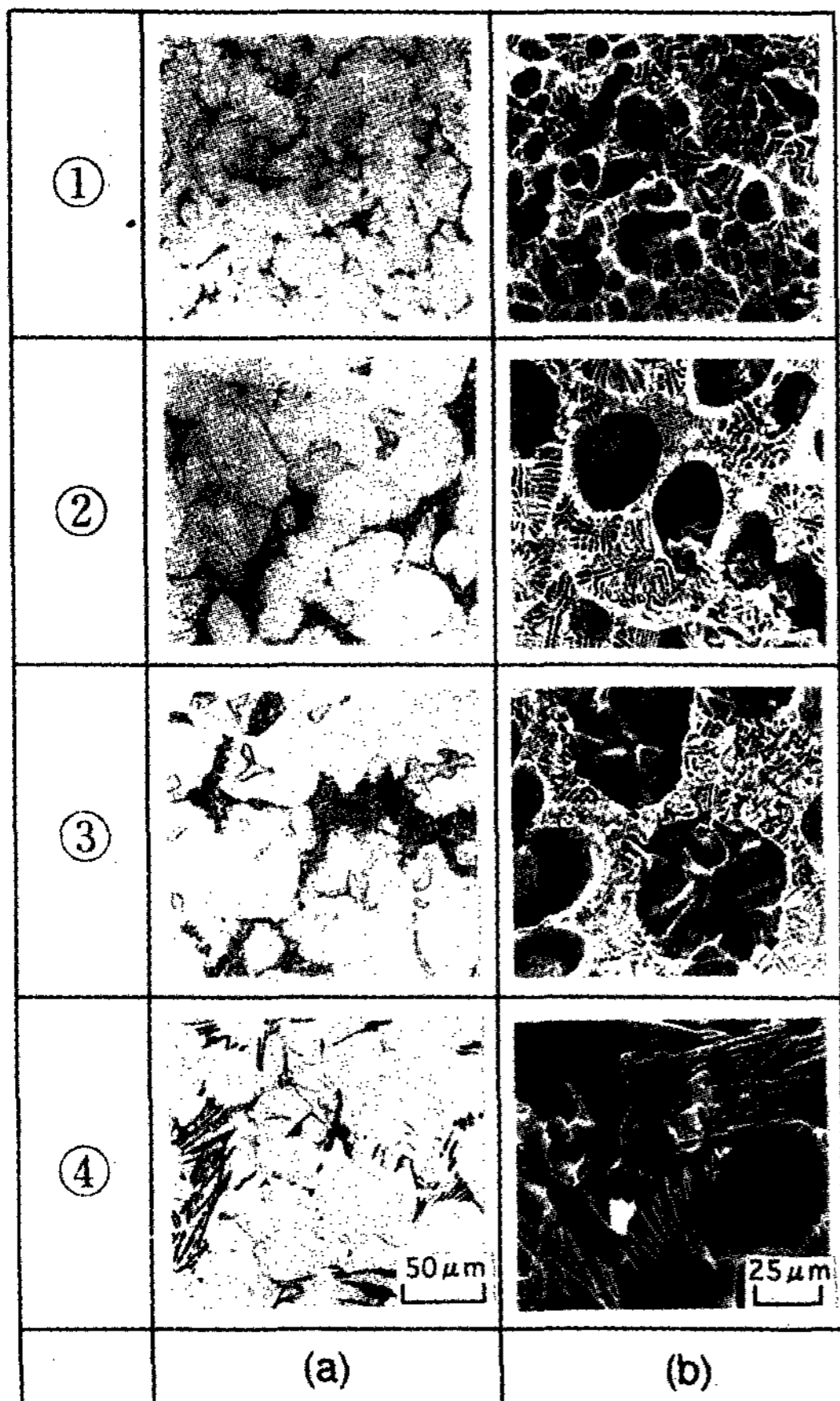
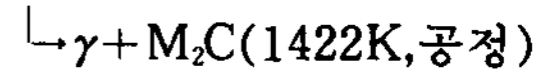
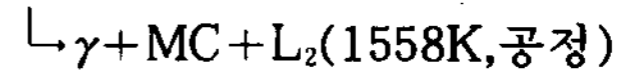
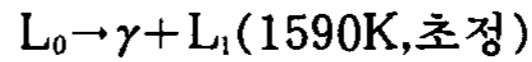


그림 16. 기본합금조성과 2.2%C을 가진 다합금계 백주철을 응고도중 특정온도(그림 15에 표시)에서 quenching시킨 시편의 미세조직 사진 (a) 광학현미경 조직 (b) SEM 조직

킨 시료④에서는 공장상으로 성장된 침상의 M_2C 탄화물이 새로 추가되어 나타나 있으며 용액은 소실되어 그림 14(a)의 주조조직과 유사하다. 따라서 제3절점은 $L \rightarrow \gamma + M_2C$ 공정반응을 나타내며 이 반응에서 응고가 종료된다.

따라서 본 주철의 응고과정은 다음과 같다.



4.2 Fe-5%(Cr, V, Mo, W, Co)-2.9%C 주철

본 주철의 응고조직은 그림 14(b)에 나타난 바와같이 괴상 및 편상의 MC탄화물, 편상 M_2C 탄화물, 봉상 또는 ledeburite상 M_7C_3 탄화물로 구성되어 있다. 그림 17에 나타난 열분석곡선에는 3개의 절점이 나타나 있다. 열분석곡선에 표시된 온도로부터 급냉시킨 현미경조직 및 입체구조가 그림 18(a)(b)에 나타나 있다.

제1절점보다 높은 온도의 용액상태에서 급냉시킨 조직인 그림 18①은 괴상 MC탄화물 및 작게 미발달된 γ dendrite조직으로 구성되어 있다.

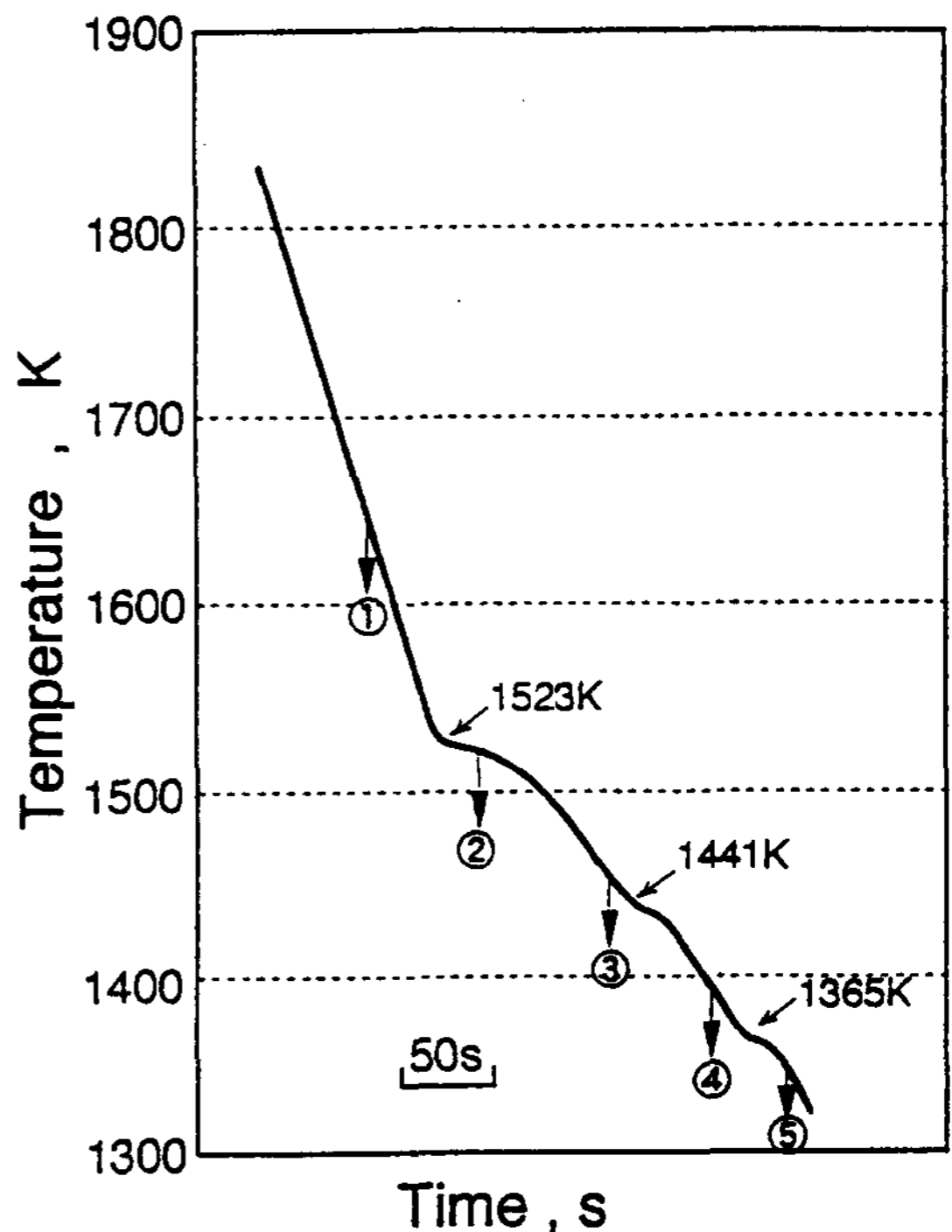


그림 17. 2.9%C을 가진 다합금계 백주철의 열분석곡선

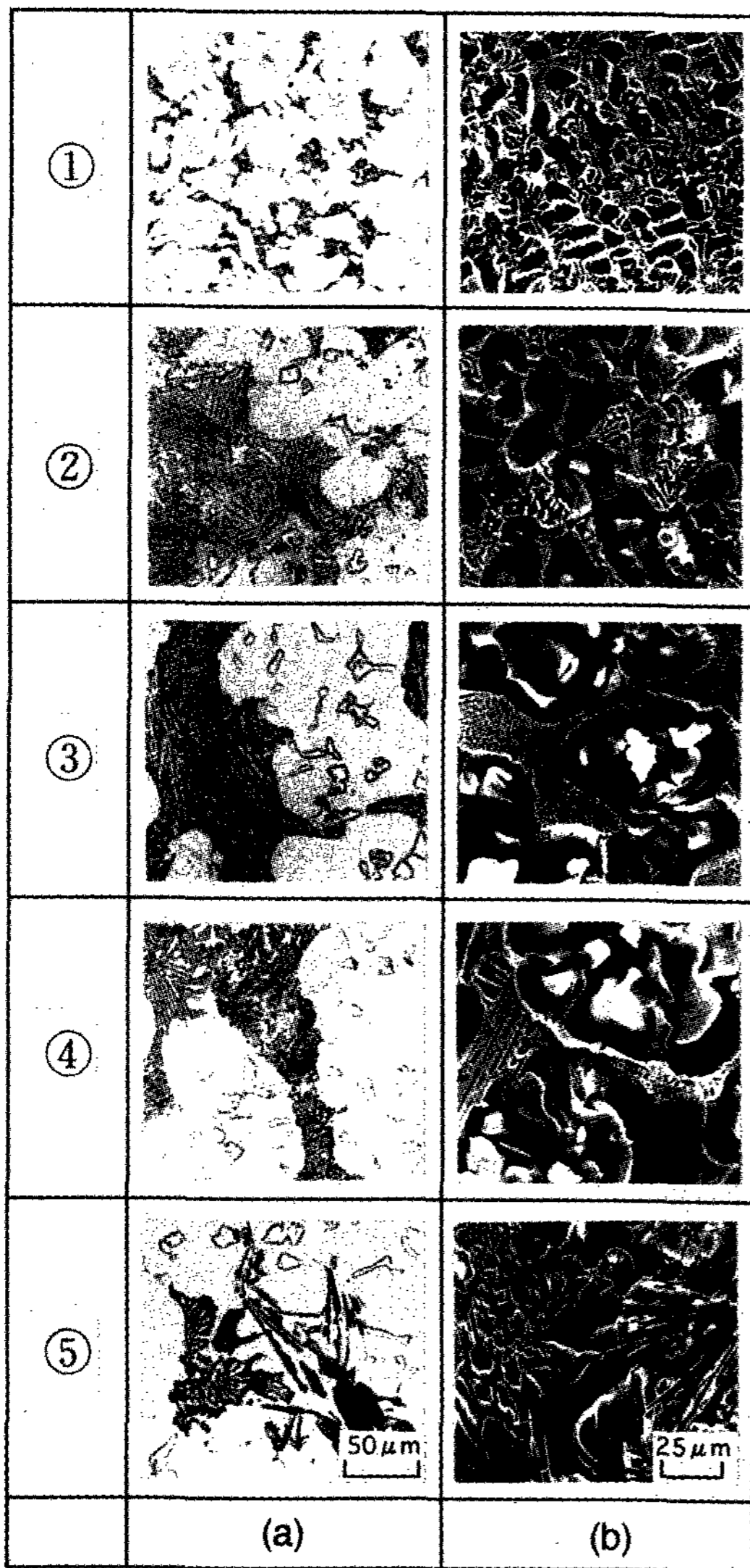
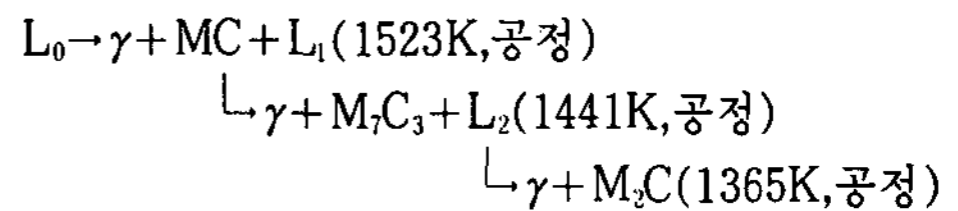


그림 18. 2.9%C을 가진 다합금계 백주철을 응고도 중 특정온도(그림 17에 표시)에서 quenching시킨 시편의 미세조직 사진
(a) 광학현미경 조직 (b) SEM 조직

제1절점이 나타난 직후 급냉시킨 시료②는 괴상 및 편상 MC탄화물, 그리고 잔류용액이 존재한다. 더욱 저온에서 급냉시킨 조직③에서는 조직①에 이미 존재하고 있는 괴상 MC탄화물 외에 공정형태의 편상 MC탄화물과 잔류용액이 공존한다. 위의 사실로 부터 제1절점은 $L \rightarrow \gamma + MC$ 공정반응을 나타냄을 알 수 있다. 그러나, 본 시료에서는 급냉조직①에서도 이미 MC탄화물이 존

재하고 응고가 ④의 급냉온도까지 진행되어도 큰 변화는 관찰되고 있지 않다. 따라서 이 MC탄화물은 응고개시(제1절점) 전의 용탕중에 이미 형성되어 있다고 간주되어 진다. 이러한 현상은 Fe-C를 기본으로 하는 용탕중에 강한 탄화물 형성원소, 예를 들면 Ti, Nb등이 존재하면 이들 탄화물이 용이하게 용액중에 형성되는 사실[16]로도 추정될 수 있다. 이 사실은 본 시료의 응고과정중에 MC의 초정정출이 일어남을 시사하고 있다. 또 재료②의 현미경조직에서도 γ dendrite에 유사한 조직이 소량 확인되고 있다. 그러나, 이에 불구하고 MC탄화물 또는 dendrite의 정출을 나타내는 절점이 열분석곡선에 나타나지 않는 것은 본 시료의 화학조성이 공정에 가깝고 초정 MC 및 γ 의 정출량이 적기때문으로 여겨진다.

제2와 제3절점의 중간온도에서 급냉시킨 시료의 응고조직④에서는 조직③의 용액부에 M_7C_3 탄화물이 γ 와 함께 성장하고 있어 제2절점은 $L \rightarrow \gamma + M_7C_3$ 공정반응임을 알 수 있다. 제3절점의 발열이 끝난 직후 급냉시킨 시료⑤에는 성장한 침상 및 판상 M_2C 탄화물이 새롭게 나타나고 있으며 용액의 급냉미세조직은 소실되어 현미경조직은 그림 14(b)의 주조조직과 같다. 따라서 제3절점은 $L \rightarrow \gamma + M_2C$ 공정반응임을 알 수 있다. 본 주철의 응고과정은 다음과 같이 된다.



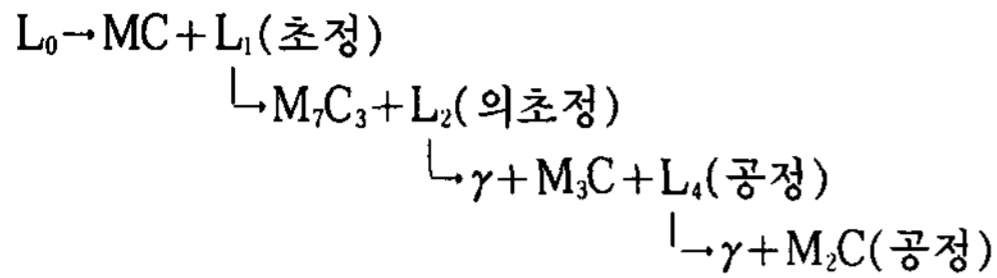
M_2C 탄화물은 Mo 및 W의 응고편석에 의해 최종응고부에 공정으로서 정출되기때문에 그림 13의 액상면 상태도상에서는 표기되고 있지 않다. 또 Mo 및 W량에 의해 M_2C 탄화물의 양 및 형태가 달라지기때문에 M_2C 탄화물에 관해서도 물재료로서의 특성을 고려한 형태제어가 MC탄화물과 마찬가지로 행해지지 않으면 안된다.

4.3 Fe-5%(Cr, V, Mo, W)-4.8%주철

광물분쇄기 룰의 재료는 주로 고Cr계 백주철이 사용되어 왔지만 수명연장책으로서 C함량을 과공정조성영역까지 증가시킨 고Cr주철을 주조법 대신 brazing시킨 룰이 개발되어 실용화되기 시작하고 있다.

그림 13에 나타난 X_3 조성의 과공정다합금계 백

주철에 대해 급냉실험을 행하여 응고과정을 조사하면 아래와 같이 된다.



본 보고서에서는 철강연간압연 및 광물분쇄기 롤용 다합금계 백주철에 관하여 응고에 따른 정출탄화물의 종류와 형태, 합금농도, 합금원소의 영향, 그리고 기본조성의 다합금계 백주철의 응고과정 등을 기술하였다.

철강압연롤에는 열간압연용 외에 냉간압연용도 있고 압연의 단계도, 조, 중간, 마무리 등 사용장소 및 사용상황에 따라 롤의 종류가 달라지게 된다.

한편, 광물분쇄기롤도 석탄, 시멘트크랑카, 슬래그 등 분쇄되는 원료의 종류 및 성질에 따라 종류가 달라지게 된다. 따라서 각 롤에 대해 요구되는 특성에 부합되는 재질을 선정하지 않으면 안된다.

다합금계 백주철은 C 및 합금원소량을 변화시킴에 따라 탄화물조직이 대폭적으로 제어될 수 있으며 또한 열처리에 의해 기지조직의 개선이 이루어지기 때문에 철강압연 및 광물분쇄기롤을 위시하여 다른 고성능내마모부재에 폭넓게 적용 가능한 재료가 될 수 있다.

참 고 문 헌

[1] 松原, 笹栗, 本田, 武, 橋本 : 鑄物 66 (1994) 11, p.815
 [2] 武, 笹栗, 橋本 : 鑄物 67 (1995), 1, p.49

[3] 横溝, 笹栗, 橋本, 松原 : 日本鑄物協會 第124回 講演要約集 (1995) 5, 18
 [4] 内藤, 笹栗, 南條, 松原 : 日本鑄造工學會 第127回 講演要約集 (1995) 10, p.43
 [5] (株)フツコ-技術資料 (1995)
 [6] H. Fredriksson and S. Brising : Scand. J. Metallurgy 5 (1976), p.268
 [7] E. J. Galda and R. W. Kraft : Metallurgical Transactions 5 (1974), p.727
 [8] 松原, 大城, 松田 : 鑄物 48 (1976) 11, p.28
 [9] Y. Matsubara, K. Ogi and K. Matsuda : AFS Transactions (1981) p.183
 [10] Y. Matsubara, N. Sasaguri, H. Wu, Y. Honda and M. Hashimoto : Proc. of the International Symposium on Tribology (1993), Beijing, China, p.501
 [11] Y. Matsubara, N. Sasaguri, H. Wu, E. Albertin and M. Boccalini : Proc. ABM International Congress on Metallurgy and Materials Technology, volV (1995) p.1
 [12] G. L. F. Powell and P. G. Lloyd : Metallography 14 (1981) p.271
 [13] S. Karagoz, R. Rie, M. R. Gregg and H. Fischmeister : The Charles Hatchett Award Papers (1986) p.15
 [14] K. Fredriksson and M. Nika : Scandinavian Journal of Metallurgy, 8 (1979) p.243
 [15] H. Fischmeister, R. Riedl and S. Karagoz : Met. Trans. 20A (1989) p.2133
 [16] W. P. Poe, W. P. Fishel : Trans, ASM, 44 (1952) p.1030