

■■■■■■■■■■
 論 文
 ■■■■■■■■■■

스트립캐스팅한 구상흑연주철 박판의 미세조직과 기계적 성질에 관한 연구

최규택 · 박재영 · 나형용

A Study on the Microstructures and Mechanical Properties of Strip-Cast Ductile Cast Iron

Kyu-Taek Choi, Jae-Young Park and Hyung-Yong Ra

Abstract

Strip casting process, a new casting technology which makes thin strip of 0.5~5 mm thickness directly from molten metal, has been dramatically developed for past 10 years and faced commercialization in the case of STS304 strip. In this study, ductile cast iron strip which is 1.1 mm thick and 100 mm wide is manufactured by the twin roll strip caster. Graphite and matrix structure of the strip can be controlled through heat treatments and the mechanical properties are examined. The microstructure of the as-cast strip consists of cementite and pearlite. Especially the equiaxed crystal zone of pearlite exists in the center region of the thickness due to the characteristics of the strip casting process. Matrix structure can be transformed into fully ferrite or ferrite/pearlite mixed structures by the different graphitization heat treatments. The heat-treated strip with ferrite/pearlite matrix structure showed higher hardness and tensile strength than that with full ferrite matrix structure.

(Received December 14, 1998)

1. 서 론

일반적으로 금속재료는 용융금속을 잉고트나 슬라브의 형태로 주조한 후, 열연 또는 냉연의 소성가공 공정을 거쳐 판재나 선재 등의 최종제품으로 제조된다. 그러나 최근의 철강업계에서는 기존의 제조 공정 체계에서 탈피하여 과다한 장치비, 인건비, 에너지 비용 등을 절감하고 다양한 품질 및 요구수량에 탄력적으로 대응하기 위하여 신주조 기술(near net shape casting)의 개발에 박차를 가하고 있다[1-3].

이들 중 스트립캐스팅법(strip casting process)은 대표적인 신주조 기술로서, 최종제품에 가까운 두께 0.5~5 mm의 박판을 용탕으로부터 직접 생산하여 재가열 및 열연공정을 생략하며, 또 기존 설비의 길이를 10분의 1 수준으로 줄일 수 있어 설비비와 제조경비를 대폭적으로 절감하는 차세대 신주조기술로 주목받게 되었다[4-6].

한편 구상흑연주철은 회주철에 정출되는 편상흑연

을 용탕처리하여 구상으로 개량한 것으로, 강도와 인성 및 내마모성이 우수하여 산업 및 공업용 구조재료로 중요한 위치를 차지하고 있으나, 기존의 주조법으로는 박판주조가 불가능하다[7-11].

따라서 본 연구에서는 스트립캐스팅법으로 구상흑연주철 박판을 제조하여, 급속응고에 따른 주조조직의 변화와 열처리에 따른 미세조직 및 기계적 성질의 변화 등을 고찰함으로써 구상흑연주철 박판을 제조하기 위한 기초자료를 얻고자 하였다.

2. 실험방법

2.1 박판제조

선철, 전해철, Fe-Si합금을 장입하여 공정조성 부근의 용탕을 마그네시아 도가니에서 유도용해하였다. 흑연구상화제(TDCR4) 1.7%, 접종제(Fe-78.5%Si) 0.3%를 1450°C에서 플러저법으로 첨가하여 용탕을 처리하였다.

Table 1. Strip caster and casting condition

STRIP CASTER SPECIFICATION		CASTING CONDITION	
Heat Size	10 kg	Melt	4.5 kg
Roll Size	200 mmφ × 100 mm	Tundish Nozzle	1-hole type, 5.5 mmφ, Carbon
Roll Material	SKD61	Roll Gap	0.9 mm
Cooling Water Temp.	20°C	Tapping Temp.	1280°C
Water Flow Rate	121 l/min	Casting Speed	8~14 rpm.

Table 2. The chemical composition of the as-cast strip (wt%)

Element	Fe	C	Si	Mn	P	S	Mg
wt%	bal.	3.49	2.29	0.26	0.086	0.013	0.004

처리된 용탕을 실험실 규모의 수직형 쌍롤 박판 주조기(twin-roll strip caster)에 주입하여 박판을 제조하였다. 이 때 롤에 용탕이 주입될 때까지의 온도강하를 고려하여 상태도상의 액상선 온도보다 약 100°C 정도 높은 1280°C에서 출탕하였다. 수직형 쌍롤 박판 주조기의 사양과 스트립 주조시의 주요 공정변수를 Table 1에 나타내었으며, 제조된 구상흑연주철 스트립은 두께 1.1 mm, 폭 100 mm, 길이 3 m인 박판으로서, 성분 분석한 결과 Table 2에 나타낸 것과 같이 3.49wt%C, 2.29wt%Si, 0.086wt%P로서 탄소당량 4.28의 공정 주철이다.

2.2 흑연화 열처리

주조상태의 스트립은 백주철 조직이므로 Fig. 1과 같은 흑연화 열처리를 행하였다. 900°C에서 1시간 유지하여 준안정상인 공정 및 공석 세멘타이트를 안정상인 흑연과 오스테나이트로 변태시킨 후, 700°C까지 냉각시켜 2시간 유지한 후 상온까지 노냉하였다.

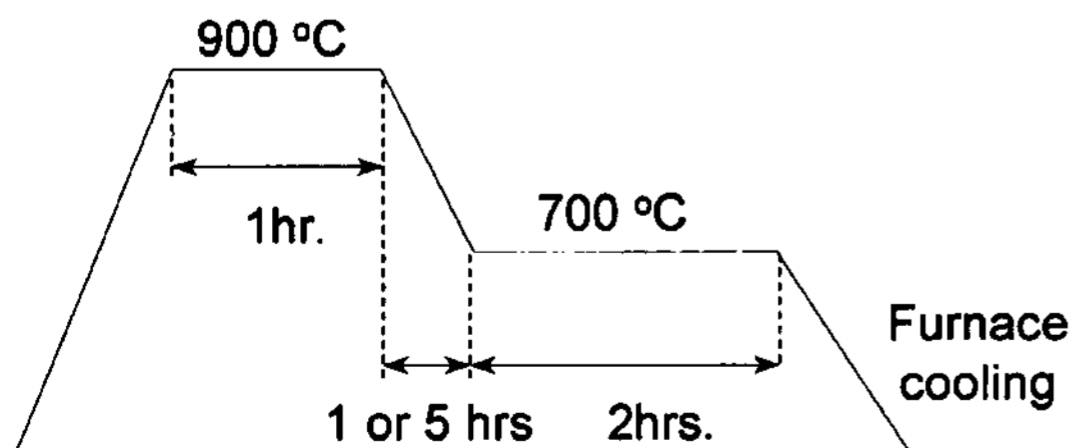


Fig. 1. Schematic diagram of graphitization heat treatment cycles.

이 때 900°C에서 700°C로 냉각시키는 과정 중에 공석변태점을 지나게 되므로 그 속도에 따라 준안정계 또는 안정계 흑연화 열처리로 나눌 수 있다. 즉 900°C에서 700°C로 냉각시키는 시간을 1시간 또는 5시간으로 할 경우, 각각 3.33°C/min, 0.67°C/min의 냉각속도로 공석점을 통과하여 준안정계 공석변태와 안정계 공석변태가 일어났다.

2.3 미세조직 관찰 및 EPMA 분석

제조된 스트립의 주조조직 및 열처리한 시험편의 미세조직을 관찰하였다. Fig. 2에서와 같이 스트립의 폭 방향 가장자리부(w = 0.5)와 중앙부(w = 0)에서 절취한 시험편을 각각 1% Nital 용액으로 부식시켜 두께방향(s)으로의 미세조직을 광학현미경과 주사전자현미경으로 관찰하고, 구상흑연주철 박판의 응고조직을 분석하였다.

그리고 스트립의 폭방향과 두께방향의 위치에 따라 미세조직에 차이를 나타내므로, 각 위치에서 두께방향으로 EPMA분석하여 합금원소의 편석 여부와 그 영향을 검토하였다.

2.4 경도시험 및 인장시험

주조상태 및 열처리한 시험편에 대해 폭방향의 각 위치에서 두께방향으로 경도를 측정하였으며, 전술한 바와 같은 준안정계 공석변태 및 안정계 공석변태 흑연화 열처리하에서 인장시험을 행하여 인장강도, 항복강도, 연신율을 측정하였다.

3. 실험결과 및 고찰

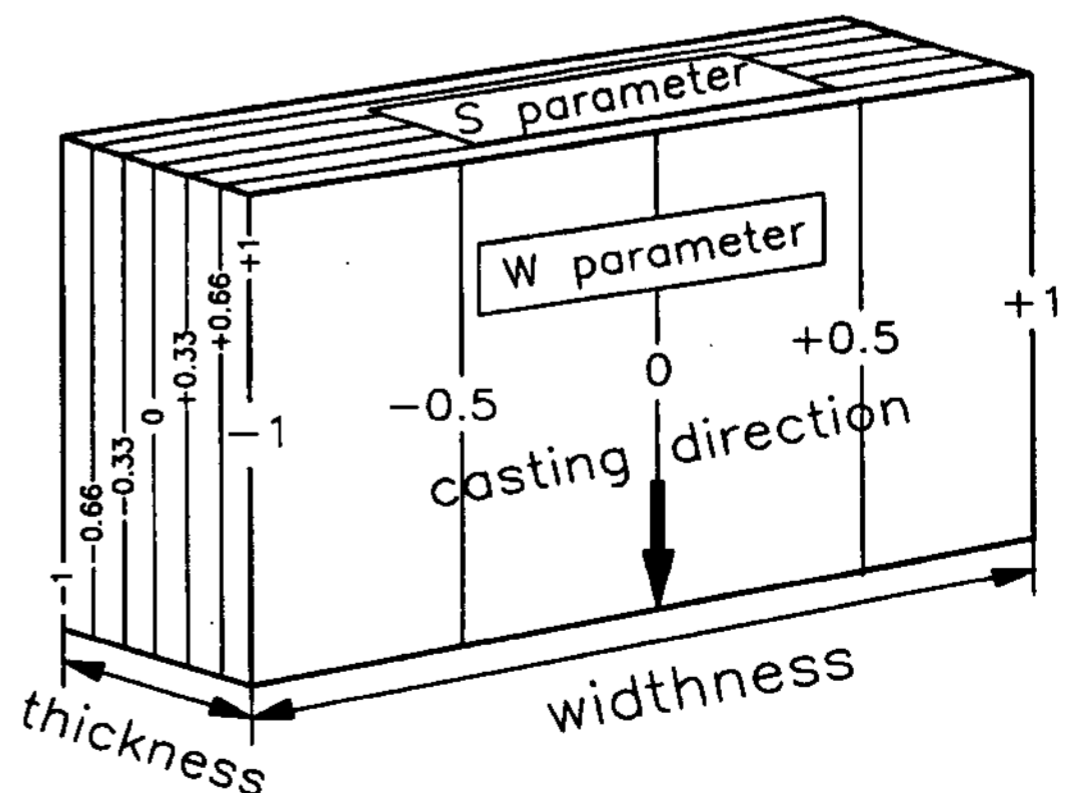


Fig. 2. Definition of w and s parameters of the strip.

3. 1 주조조직에 대한 고찰

Fig. 3은 스트립의 폭방향 가장자리, 즉 $w=0.5$ 에서의 주조조직을 나타낸 것이다. 스트립은 급냉에 의해 다량의 세멘타이트에 일부 펄라이트가 혼합된 백주철 조직이며, 표면부에서는 수지상정이, 중심부에서는 펄라이트의 등축정이 관찰되었다. 즉 Fig. 4는 deep etching한 스트립 단면의 SEM사진으로, Fig. 4의 (a), (b)에서와 같이 등축정대에서 펄라이트의 층상구조(lamella)가 관찰되었으며, 또한 Fig. 4의 (c)는 수지상부의 조직사진으로서 부피분율이 우세한 세멘타이트 조직 사이에 펄라이트가 생성되었음을 확인하였다.

Fig. 5는 폭방향 중앙부인 $w=0$ 에서의 미세조직 사진이다. 폭방향 가장자리($w=0.5$)와는 달리 두께방향을

전체에 수지상정이 균일하게 형성되었으며, 또한 Fig. 5의 (b), (c)에서와 같이 불규칙적으로 구상흑연이 수지상정 사이에서 정출한 것을 관찰할 수 있었다.

이와 같이 주조상태에서 스트립의 폭방향(w)으로 미세조직에 차이가 나타나는 것은 1-hole type 턴디쉬 노즐의 특성으로 설명할 수 있다. 우선 스트립캐스팅법의 주조변수인 응고완료점과 RNP(roll nip point)는 용탕의 온도에 따라 Fig. 6과 같이 세가지 경우로 나눌 수 있다[12]. Fig. 6의 (a)는 용탕의 온도가 높아서 응고완료점이 RNP보다 아래에 있는 경우이고, Fig. 6의 (b)는 용탕의 응고완료점이 RNP와 일치하는 경우, 또 Fig. 6의 (c)는 용탕의 온도가 비교적 낮아서 RNP 위에서 응고가 완료되는 경우이다. 따라서 Fig. 6의 (a) 또는 (b)는 스트립이 주조과정 중 롤에 의해 압축응력을 거의 받지 않는 경우이고, Fig. 6의 (c)의 경우에는

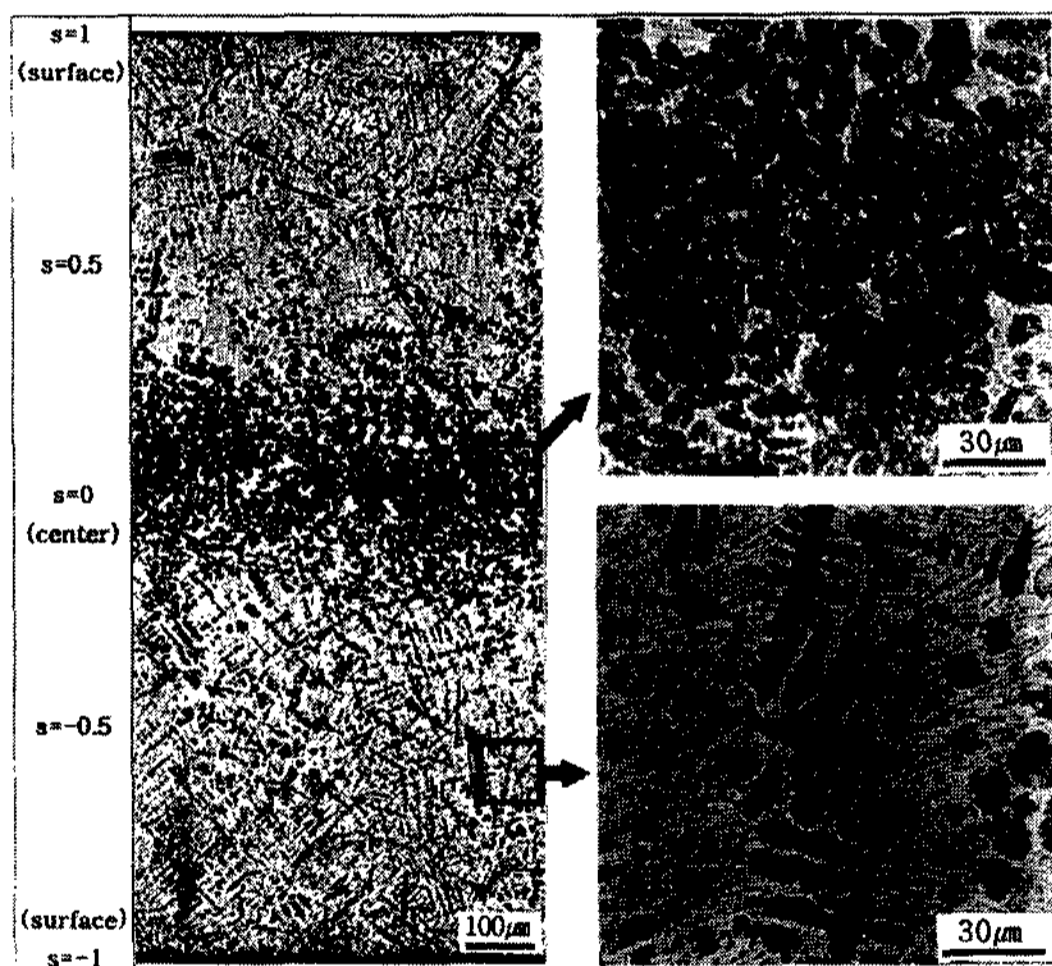


Fig. 3. Microstructure of as-cast strip through the thickness at $w=0.5$.

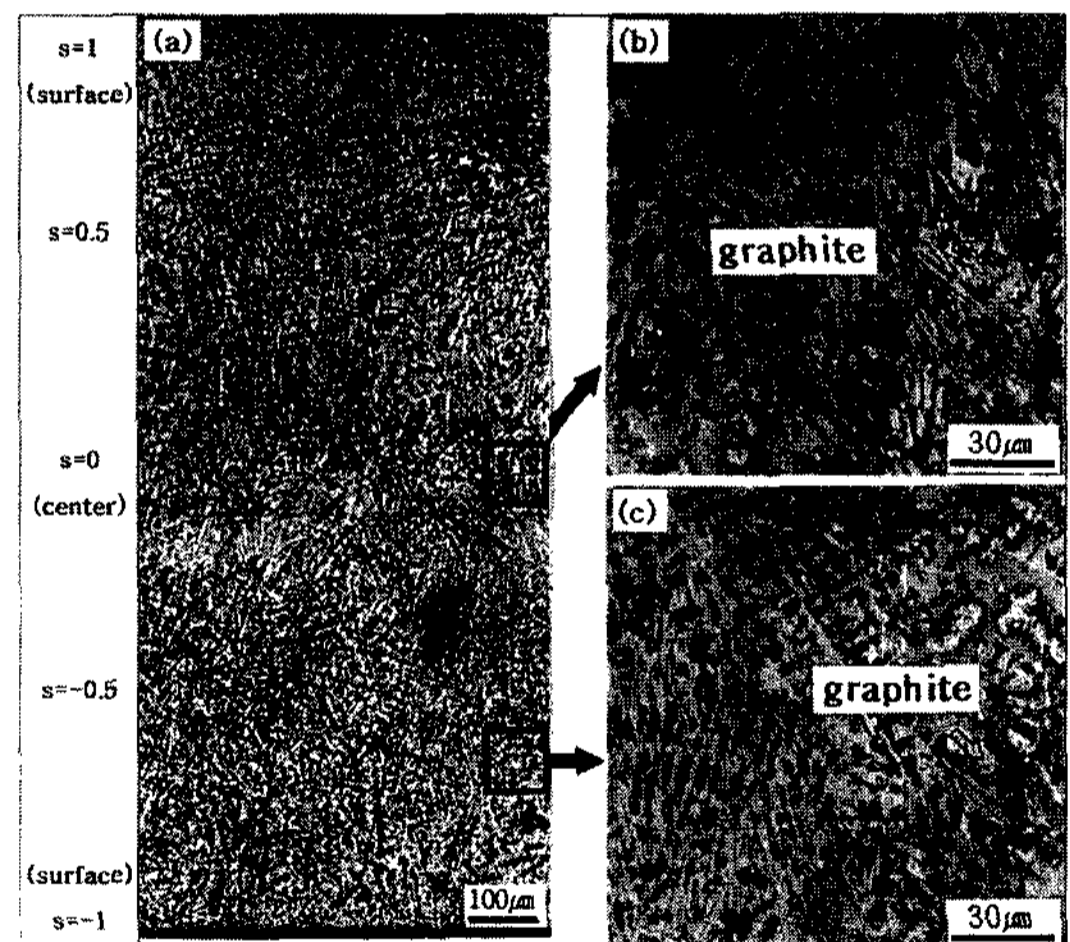


Fig. 5. Microstructure of as-cast strip through the thickness at $w=0$.

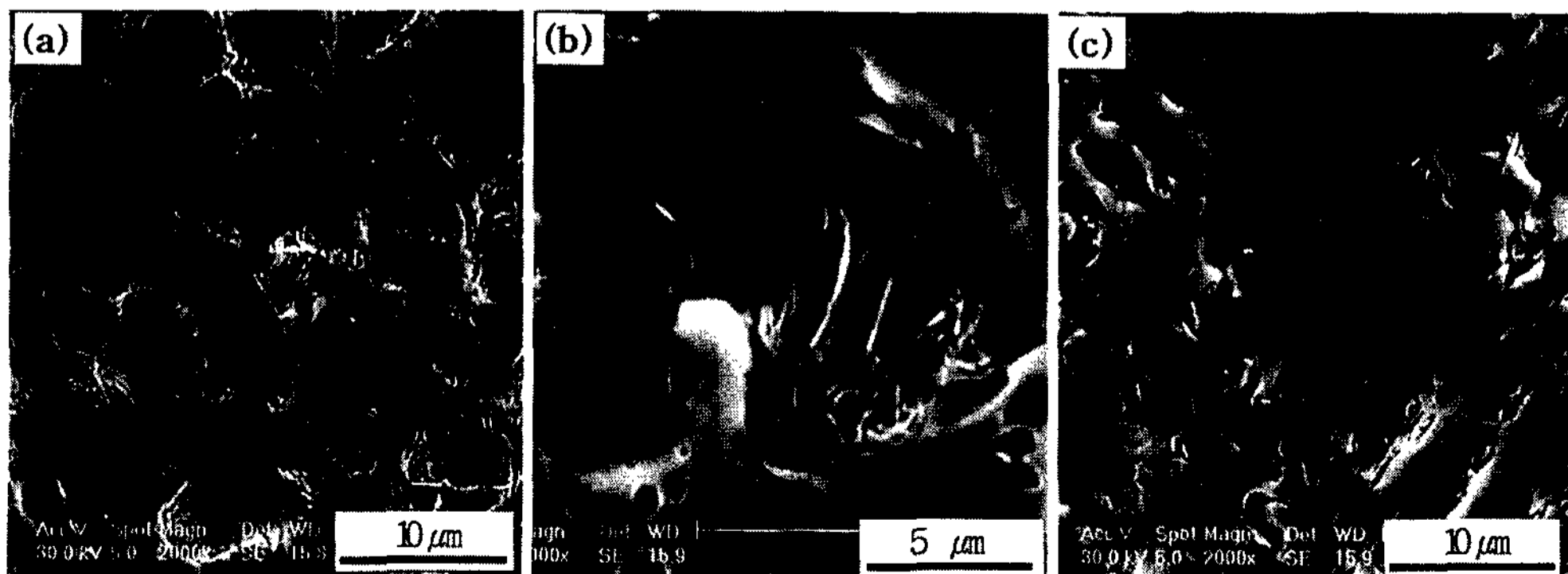


Fig. 4. Scanning electron micrograph of as-cast strip. (a), (b) equiaxed crystal zone, (c) columnar dendrite zone.

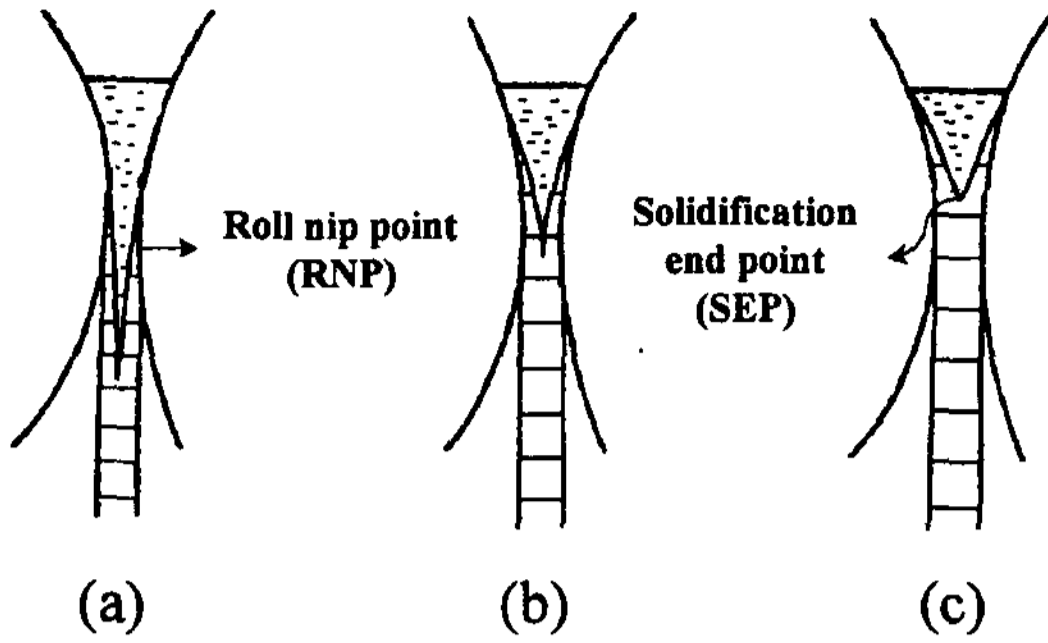


Fig. 6. Schematic drawing of the relative positions of the solidification end point vs. roll nip point.

심한 압축응력을 받게 된다. 또 Fig. 7은 스트립캐스팅 공정에서 롤과 용탕 풀의 모식도이다. 회전하고 있는 롤 사이로 1-hole type의 노즐을 통해 용탕이 주입되면, 고온의 용탕과 연속적으로 접하게 되는 롤 중앙부 ($w=0$)의 온도는 양쪽 가장자리에 비해 높게 된다. 따라서 이 경우의 응고완료점은 RNP와 같게 되거나 혹은 RNP보다 아래쪽에 위치하게 되므로 스트립은 응고하면서 압축응력을 거의 받지 않고 RNP를 통과하게 된다. 그러나 폭방향의 가장자리부에 해당되는 $w=0.5$ 에서는 스트립이 RNP위에서 응고완료되므로 압축응력을 받게 되는데[13], 응고초기에 양쪽 롤면으로부터 성장하던 수지상정 전면(dendrite tip)이 롤 회전에 의해 강제로 서로 접촉되면서 파쇄되어 부유정(free crystal)들이 생성되고, 이들은 미응고 액상 내에서 개별적으로 성장하여 두께 중심부에 등축정을 형성하게 된다고 고찰하였다.

그러나 Fig. 5와 같이 응고과정 중에 압축응력을 받지 않는 스트립에서는 부유정의 생성이 없었으므로 모두 수지상정으로 응고하였고, 냉각속도가 비교적

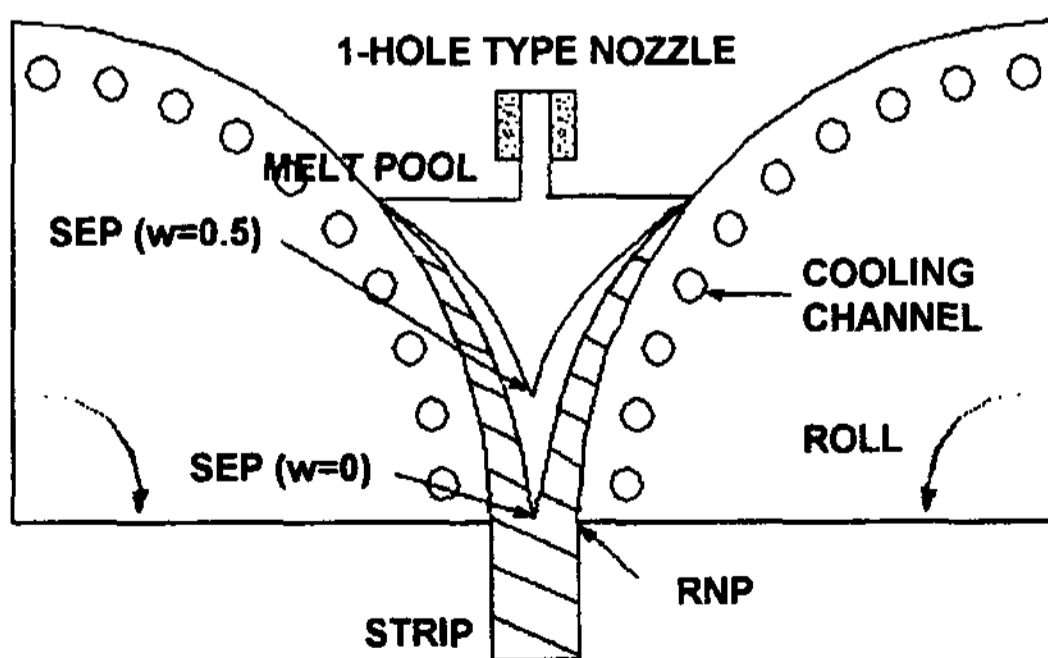


Fig. 7. Schematic diagram of melt pool in 1-hole type nozzle twin-roll strip casting.

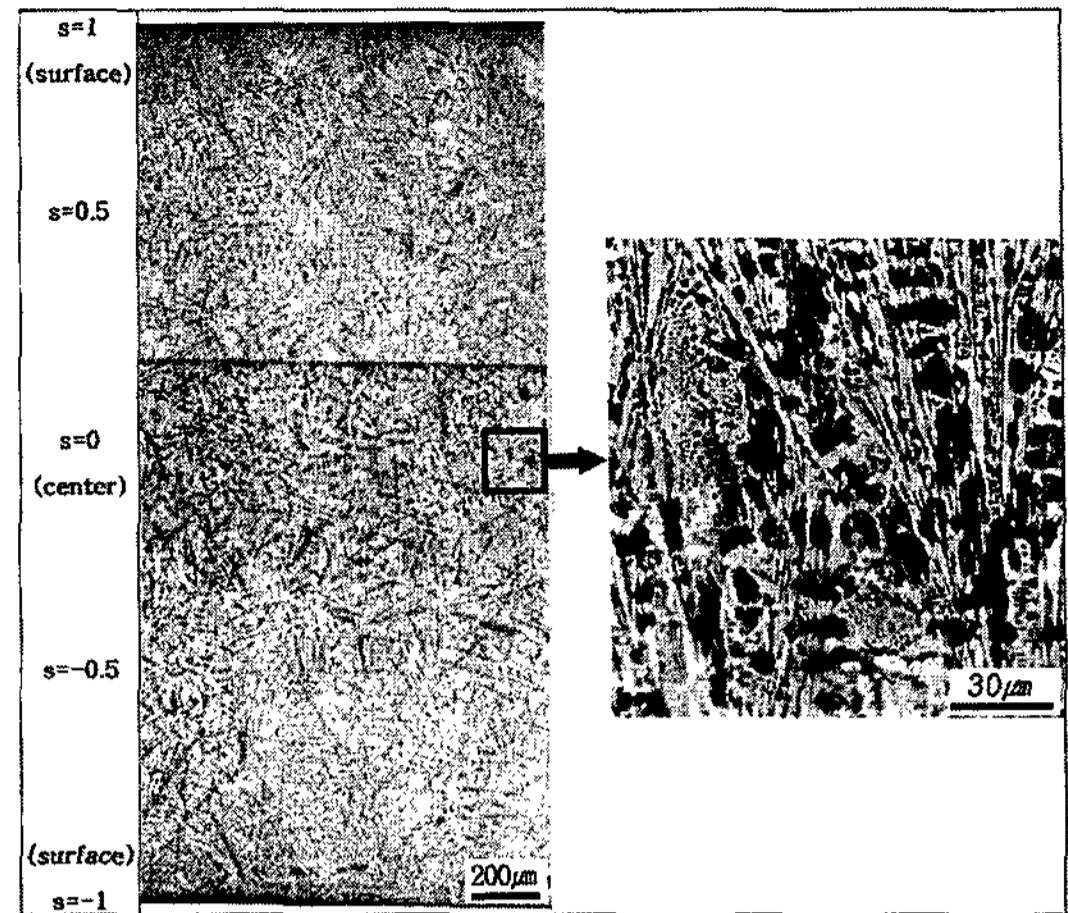


Fig. 8. Microstructure of permanent mold cast specimen.

느리게 됨에 따라 수지상정간에 구상흑연이 형성되었다. Fig. 8은 동일조성의 용탕을 두께 2 mm의 금형에 주조한 경우로서 급냉에 의해 수지상정이 형성되었을 뿐, 수지상정간에 부유정의 생성이 없었으므로 두께 전체에 걸쳐 등축정이 생성되지 않았다는 것을 알 수 있다.

3.2 열처리 조직에 대한 고찰

폭방향 가장자리부인 $w=0.5$ 의 시험편을 900°C 에서 1시간 유지한 후 $3.33^{\circ}\text{C}/\text{min}$ 의 냉각속도로 700°C 까지 냉각시킨 경우, 즉 준안정계 공석변태 시킨 경우에는 Fig. 9와 같이 주조상태에서 등축정대로 나타난

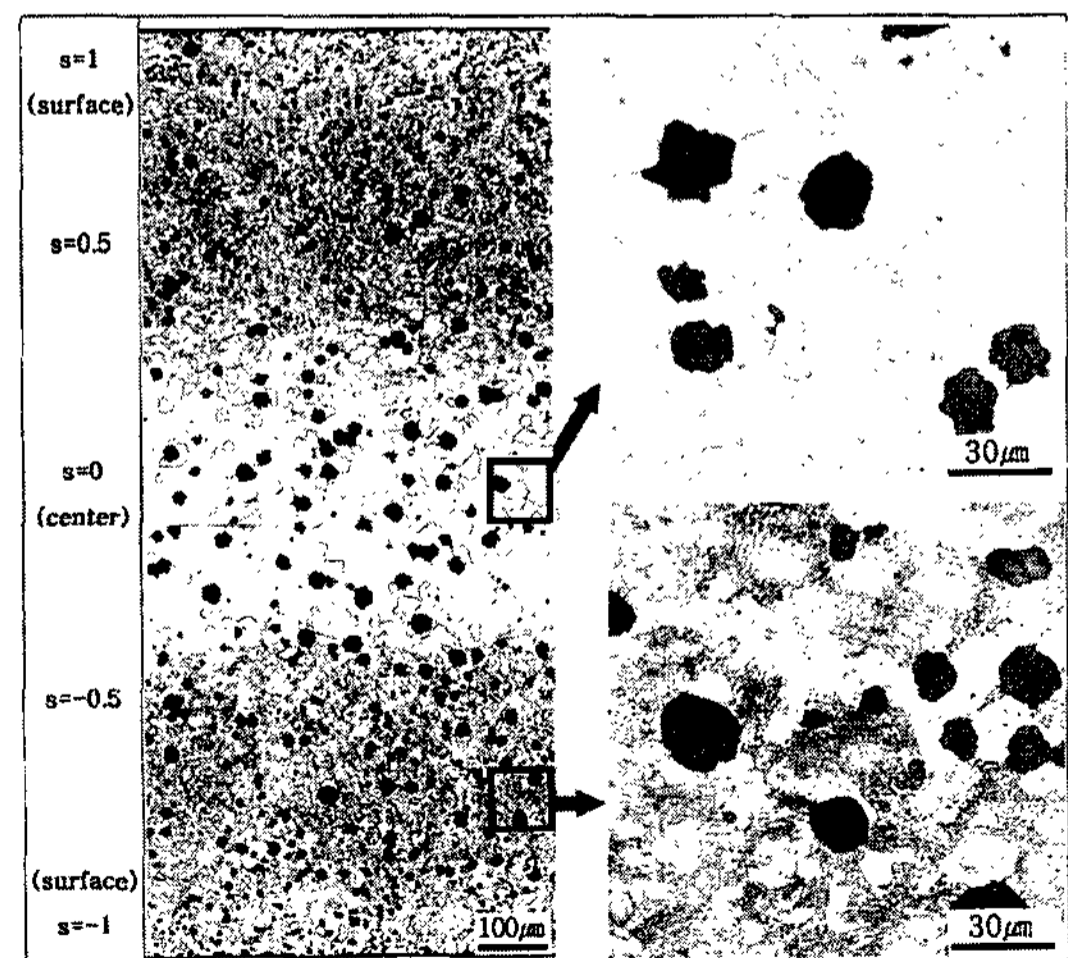


Fig. 9. Microstructure of graphitization heat-treated DCI strip at $w=0.5$. (Heating at 900°C 1 hr, cooled down to 700°C with the cooling rate, $3.33^{\circ}\text{C}/\text{min}$).

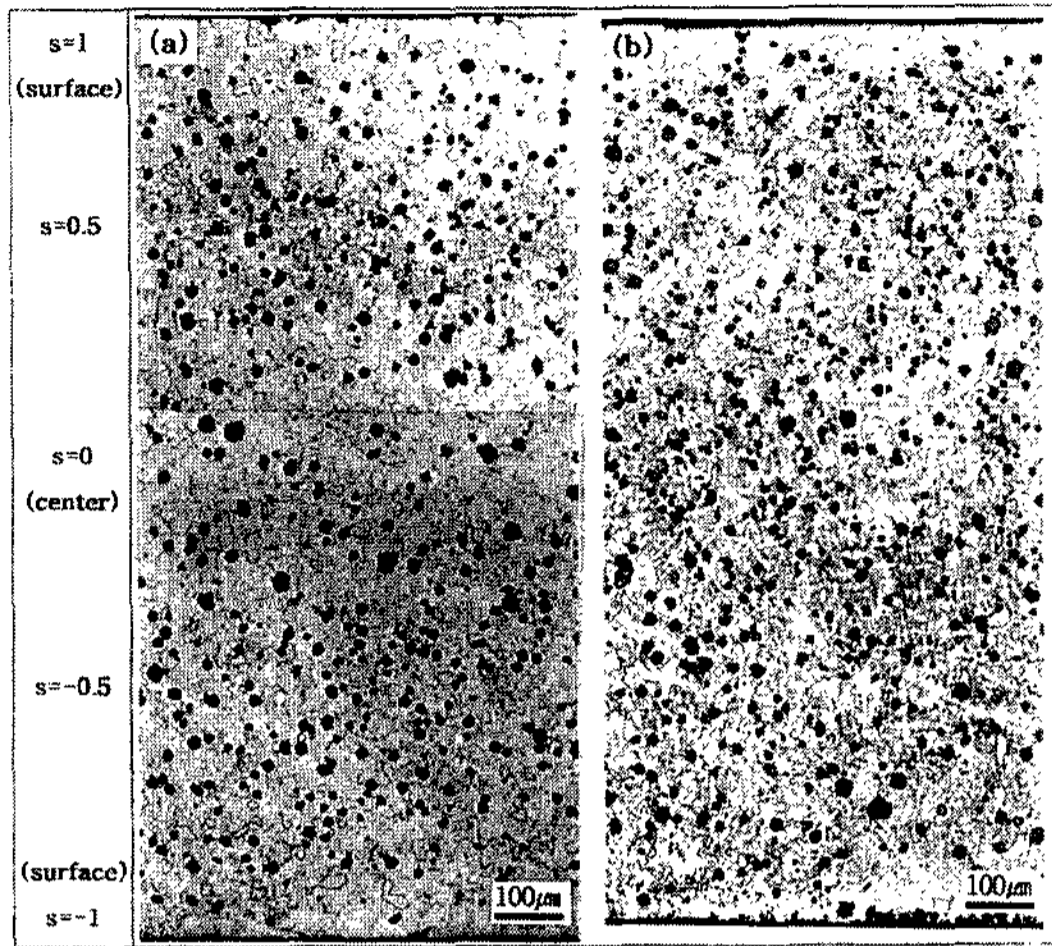


Fig. 10. Microstructure of graphitization heat-treated DCI strip. (a) $w=0.5$, $0.67^\circ\text{C}/\text{min}$ cooling rate at eutectoid temp. (b) $w=0$, cooling rate $3.33^\circ\text{C}/\text{min}$.

부분은 페라이트 기지의 구상흑연주철로, 표면부의 수지상부는 펄라이트와 페라이트가 혼합된 기지의 구상흑연주철로 변화하여 페라이트 기지의 띠(ferrite matrix band)를 형성하였다. 그리고 $0.67^\circ\text{C}/\text{min}$ 의 냉각

속도로 안정계 공석변태 흑연화 열처리한 경우에는 Fig. 10의 (a)와 같이 두께 전체에 걸쳐 구상흑연이 석출된 페라이트 기지로 변화하였다.

한편 폭방향 중앙부인 $w=0$ 위치에서는 준안정계 공석변태 흑연화 열처리하면, Fig. 10의 (b)와 같이 수지상정이던 조직이 전부 펄라이트와 페라이트가 혼재한 기지조직의 구상흑연주철로 변화하였다.

이와 같이 열처리에 따라 미세조직이 달라지는 원인을 규명하기 위하여 EPMA로 선분석(line scanning)을 행하였다. 즉 Fig. 11의 (a)는 폭방향 가장자리부($w=0.5$)에서 Mn을 분석한 것으로 스트립 두께방향으로 Mn의 부편석(negative segregation)이 관찰되었다. 즉 두께 중심부($s=0$)에는 표면부에 비하여 Mn이 적게 나타났다. 그러나 폭방향 중앙부($w=0$)인 Fig. 11의 (b)의 경우는 두께방향으로 부편석이 나타나지 않았다. 또한 동일조성으로 금형주조한 두께 2 mm의 시험편의 경우에도 두께방향으로 Mn의 부편석은 나타나지 않았다.

이상의 결과로부터 열처리한 시편의 미세조직은 세멘타이트 안정화원소인 Mn의 부편석과 관계가 있음

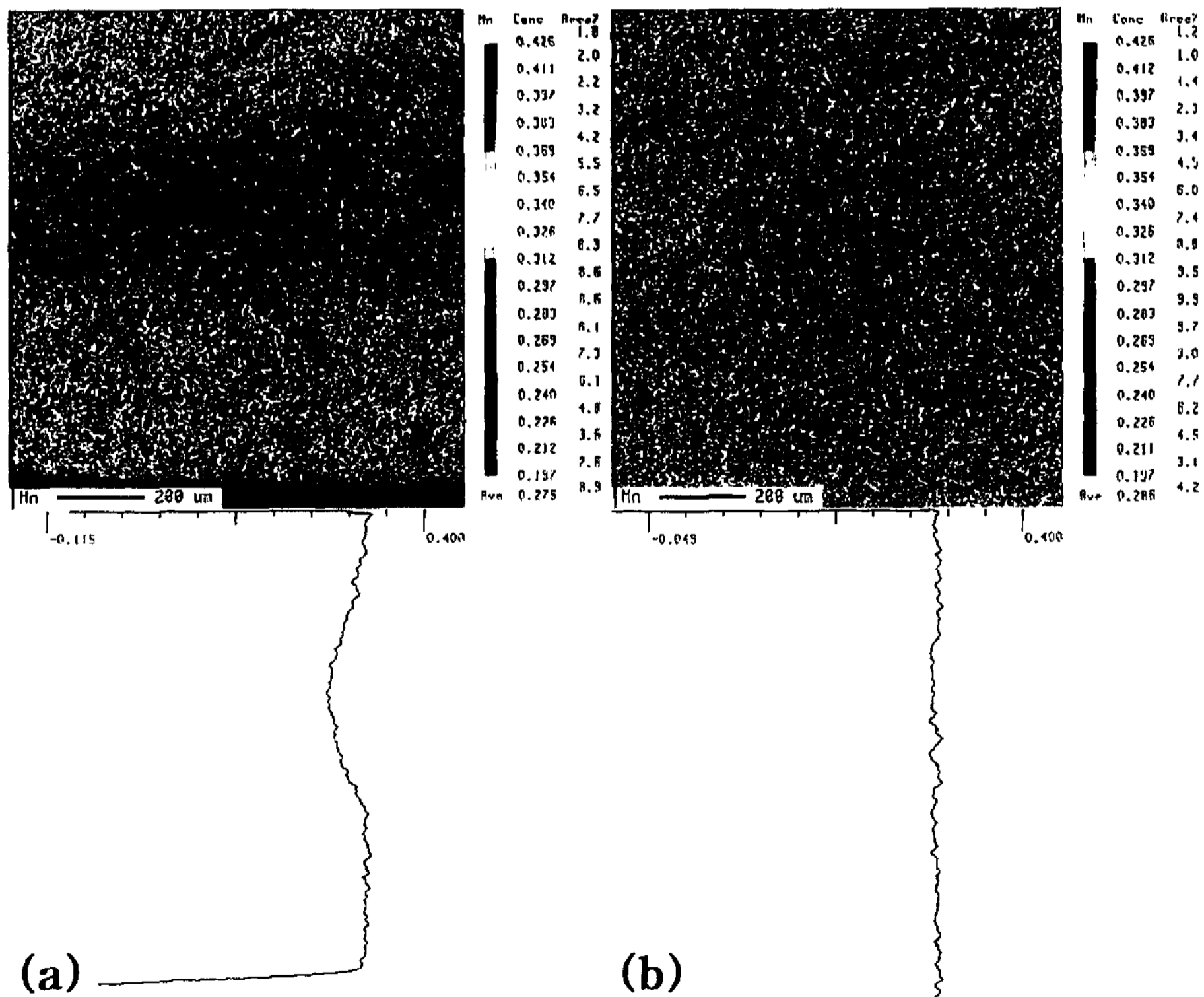


Fig. 11. EPMA mapping of Mn through the thickness of as-cast strip. (a) $w=0.5$, (b) $w=0$.

을 알 수 있다. Mn의 부편석은 다음과 같은 스트립캐스팅법의 특성에 기인한 결과라고 생각된다. 즉 수냉되고 있는 롤표면에 직접 접촉되는 초기 급냉부는 Mn성분을 포집(trap)하여 응고되지만 γ 수지상이 성장하면서 오스테나이트에서의 분배계수가 낮은 Mn은 액상으로 농축되며, 응고완료점이 RNP보다 위쪽에 위치함에 따라 발생하는 용탕의 역류(back stream)에 의해 용탕 풀 상부로 이동한다[14]. 따라서 $w=0.5$ 위치에서 표면부에는 Mn의 농도가 일정하지만 중심부($s=0$)에서는 Mn의 농도가 낮아져서 열처리에 따라 페라이트 조직을 형성한 것으로 고찰된다.

반면, 폭방향 중앙부인 $w=0$ 의 위치에서는 주조조직 고찰부에서 전술한 바와 같이 응고완료점이 RNP보다 아래쪽에 위치하므로 주조시 용탕의 역류는 발생하지 않고, 이에 따른 용질원소의 부편석은 발생하지 않는 것으로 고찰된다.

3.3 기계적 성질에 대한 고찰

주조상태의 스트립과 준안정계 또는 안정계 공석변태 흑연화 열처리를 행한 스트립의 단면에서 경도를 측정하여 Fig. 12에 그 결과를 나타내었다. 주조상태의 경도는 스트립의 폭방향과 두께방향에 따라 모두 변화하였는데 이것은 미세조직 중의 세멘타이트와 펄라이트의 분율에 따라 변화한 것으로 생각된다. 즉, 두께방향 전체에 수지상점이 형성되어 세멘타이트의 분율이 우세하고 펄라이트의 분율이 낮은 폭방향 중앙부($w=0$)에서는 브린넬 경도값이 약 600(HB)으로 균일하였으나, 표면부에서 세멘타이트의 분율이 우세하고 중심부에는 펄라이트 등축정대가 생성된 폭방향 가장자리부($w=0.5$)에서는 표면부와 중심부($s=0$)의

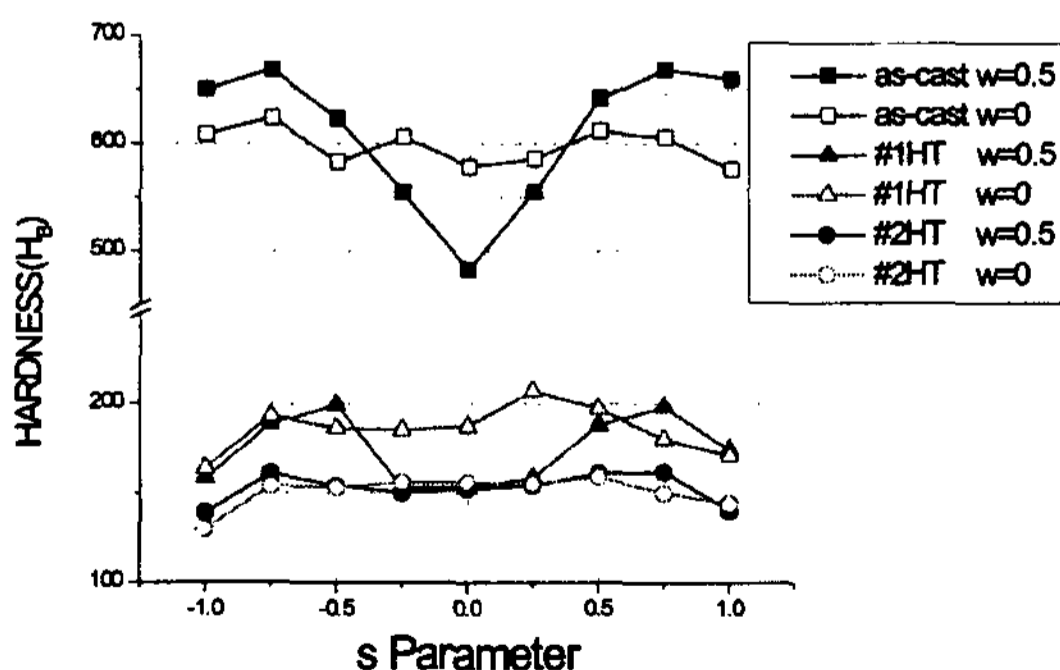


Fig. 12. Variation of hardness through the thickness of as-cast and heat-treated DCI strip.

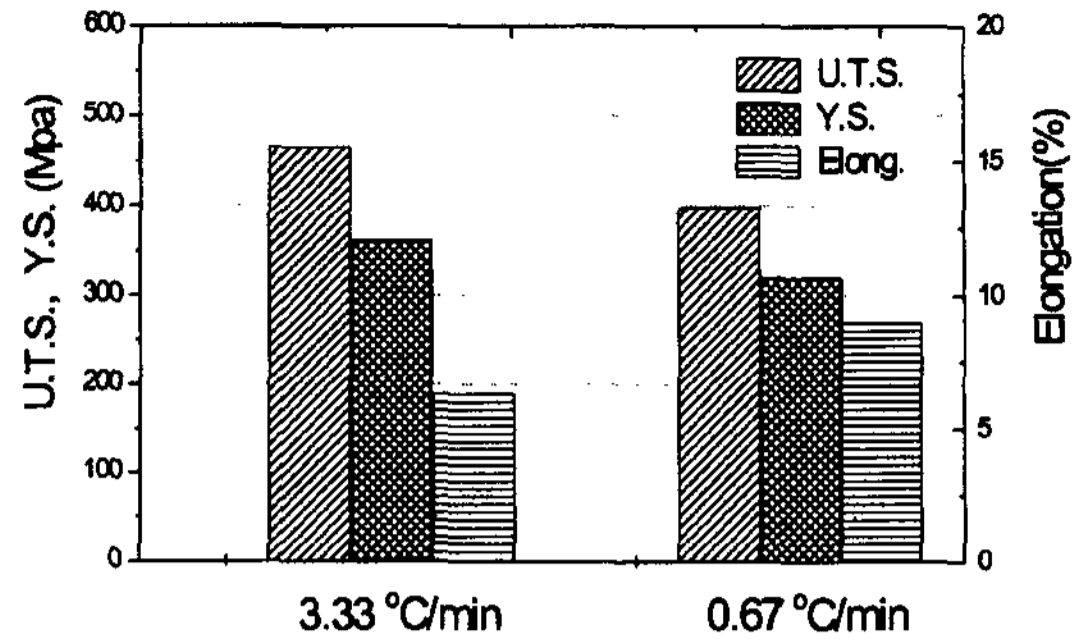


Fig. 13. Tensile properties of graphitization heat treated Fe-3.49%C-2.29%Si DCI strip.

브린넬 경도값이 약 670~500(HB)로 변화하였다.

흑연화 열처리를 행한 스트립의 미세조직은 공석변태점을 통과할 때의 냉각속도에 따라 기지조직의 경도가 변화하였다. 즉, 공석변태점 부근에서 약 3.33°C/min의 냉각속도로 급냉하여 준안정계 공석변태 흑연화 열처리한 경우(#1HT)에는, 전술한 바와 같이 펄라이트/페라이트의 혼합 기지조직으로 변태된 표면부의 경도값은 약 200(HB), 등축정대에서 페라이트로 변태된 $s=0$ 부는 약 150(HB)의 값을 얻었다. 또 공석변태점을 0.67°C/min의 냉각속도로 서냉하여 안정계 공석변태 흑연화 열처리한 경우(#2HT)에는 주조상태에서의 세멘타이트가 완전히 페라이트와 흑연으로 분해하여 페라이트 기지의 구상흑연주철로 변태함으로써 경도값이 약 150(HB)로 균일하게 나타났다.

흑연화 열처리한 스트립의 인장시험한 결과를 Fig. 13에 나타내었다. 준안정계 공석변태 흑연화 열처리한 경우에는 기지조직이 페라이트와 펄라이트의 혼합 조직으로서 인장강도 470 MPa, 항복강도 360 MPa, 연신율 6%를, 안정계 공석변태 흑연화 열처리한 경우에는 기지조직이 페라이트 조직으로 인장강도 400 MPa, 항복강도 320 MPa, 연신율 9%를 나타내었다.

4. 결 론

스트립캐스팅법으로 Fe-3.49%C-2.29%Si 아공정 구상흑연주철 박판을 제조하여 주조조직과 열처리조직을 검토하고 기계적 성질을 측정된 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1) 주조된 스트립의 미세조직은 급냉에 의해 전체적으로 세멘타이트와 펄라이트가 혼합된 백주철 조직이나, 일반 급냉 주조조직과 달리 두께방향의 중심부에

등축정대가 생성되었다.

2) 이러한 등축정대는 응고완료점의 위치가 RNP보다 위쪽에 위치한 경우로서, 양쪽에서 성장한 수지상들이 롤 회전에 의해 강제적으로 파쇄되고, 이 때 생성된 부유정들이 미응고 액상 중에서 성장하여 형성된 것으로 판단된다.

3) 주조된 스트립을 준안정계 공석변태 조건으로 흑연화 열처리한 결과, 등축정대는 구상흑연이 석출된 페라이트 기지로, 수지상정부는 구상흑연이 석출된 펄라이트/페라이트 혼합 기지로 변태하여, 주조방향으로 페라이트 기지의 띠가 형성되었다.

4) 페라이트 기지의 띠는 스트립캐스팅 시 용탕의 역류에 의해 두께방향 중심부에 발생한 Mn의 부편석에 기인된 것으로 고찰하였다.

5) 스트립을 안정계 공석변태 조건으로 흑연화 열처리한 결과, 두께 방향 전면이 페라이트 기지의 구상흑연주철로 변태하였다.

6) 주조상태의 스트립에서 경도를 측정된 결과 표면부의 수지상부에서는 약 670(HB), 중심부의 등축정대에서는 500(HB)의 값을 나타내었다. 또 흑연화 열처리한 시편은 준안정계 공석변태의 경우 중심부 페라이트 기지에서 150(HB), 표면부 펄라이트/페라이트 혼합 기지에서 200(HB)였으며, 안정계 공석변태의 경우는 150(HB) 정도로 두께방향으로 균일하게 나타났다.

7) 흑연화 열처리를 행한 시험편을 인장시험한 결과, 준안정계 공석변태시킨 경우에는 인장강도 470 MPa, 연신율 6%를 나타내었고, 안정계 공석변태시킨 경우에는 인장강도 400 MPa, 연신율 9%를 나타내었다.

후 기

본 연구는 교육부의 '97 신소재분야 학술연구조성비 지원사업의 연구비 지원에 의해 이루어졌으며 이에 감사드립니다.

참 고 문 헌

- [1] J. C. Yoon, H. T. Jung, Y. H. Kim, T. S. Lee : J. Kor. Foundrymen's Soc., 16 (1996) 4, 290.
- [2] T. Kusakawa : Trans. ISIJ, 26 (1986) 123.
- [3] K. Shibuya and M. Ozawa : ISIJ International, 31 (1991) 661.
- [4] S. Tanaka, H. Takeuchi, H. Nakashima, K. Sasaki and K. Yamamoto : The 3rd Int'l Conf. on Semi-Solid Processing of Alloys and Composites, (1994) 28/1-10.
- [5] R. K. Yasuda, H. Kodama, A. Okayama and M. Suwa : Trans. ISIJ, 28 (1988) 645.
- [6] M. Yukumoto and H. Yamane : ISIJ International, 35 (1995) 778.
- [7] H. T. Angus : Cast Iron; Physical and Engineering Properties, Butterworths, London (1976) 161.
- [8] 양훈영 : 신금속재료학, 문운당, 서울 (1992) 305.
- [9] S. Nishioka, Y. Tsuchida, T. Kitagawa, Y. Fujita, H. Sato, M. Ohtsuki : Trans. ISIJ, 26 (1986) 147.
- [10] 박익민, 정원섭, 최내영 : 주철주물의 기초와 실무, 세종출판사, 서울 (1996) 17.
- [11] T. Kusakawa, T. Okamura : Proc. of SRNC-90, vol. 2 Near Net Shape Castings, Pohang (1990) 560.
- [12] K. Shibuya, M. Ozawa : ISIJ International, 31 (1991) 661.
- [13] J. T. Choi, Y. H. Kim, K. H. Oh, H. Y. Ra, S. H. Kim, H. K. Moon : J. Kor. Inst. Met. & Mater., 34 (1996) 1171.
- [14] Y. H. Kim, J. E. Lee, J. T. Choi, K. H. Oh, J. K. Yoon, H. Y. Ra : J. Kor. Inst. Met. & Mater., 34 (1996) 1353.