

논문

Nb을 첨가한 HP 초내열강관의 제조개발에 필요한 원심주조 조건이 조직과 기계적성질에 미치는 효과

최 상 호

The Effects of Centrifugal Casting Conditions on the Structure and Mechanical Properties in Fabrication Development of Super Heat-Resisting Steel Pipe of HP Alloy Modified with Nb

Sang-Ho Choi

Abstract

The effects of varying the pouring temperature and the die preheating temperature in producing centrifugally cast HP alloy modified with Nb was evaluated on the basis of the resultant macrostructure, microstructure and hardness of these castings.

Increased die preheating temperatures and pouring temperatures resulted in an increase in the thickness of the columnar dendritic zone, the primary and secondary dendrite arm spacing and the thickness of the zone of porosity at the casting I.D.(inner diameter). Lower die preheating temperature and pouring temperatures result in increased grain fineness and an increased zone of equiaxed grains.

A higher hardness was achieved toward the casting O.D.(outer diameter) compared to the casting I. D., attributable to alloy segregation toward the casting I.D. and segregation differences resulting from reduced solidification cooling rates toward the casting I.D.

Also, a higher hardness was realized at the cold end of the casting attributed to a more uniform distribution of carbides. (Received December 10, 1994)

1. 서 론

산업의 급격한 발전으로 재료의 다양한 특성을 요구하는 요즈음 에너지의 절약이라는 관점에서 화력발전소, 석유화학공업 및 기타 과열기관 등에서도 내구성, 내부식성, 고온강도, 고효율화가 요구되고 있다. 이들 플랜트의 심장부에는 각종 내열강관 재료가 사용되고 있으며 성능의 향상을 위한 각종 신재료 개발이 이루어지고 있다.

이중에서도 HP 합금강은 화학 플랜트의 내열 강관용으로 고Ni 고Cr을 주성분으로 가지고 있다. 이 재료는 높은 온도하에서도 그 기계적 강

도를 유지하며 고온에서 내마모성이 우수하여, 제트엔진의 외부동체 제작에 사용되고 화학공업의 배관재료로 쓰일 뿐만아니라, 식품공업의 제조 공장, 특히 아이스크림의 제조에서 독특한 맛을 내는 데에 이 재료가 쓰인다. 더욱이 이 재료는 Nb을 첨가하므로써 기계적 성질이 거의 변하지 않기 때문에 고온 구조물, 고온 기능재료를 제작하는 데에 다른 재료와 함께 사용될 수 있을 것으로 기대된다.[1-4]

1965년부터 화학플랜트의 에틸렌 분해로의 강관으로 HK40 원심주조관이 사용되고 있으나 최근에는 관벽의 온도상승으로 인하여 침탄성이 문

동양공업전문대학 기계과 (Dept. of Mechanical Eng., Dong-Yang Tech. College.)

제가 되므로 고온강도가 크고 내침탄성이 높은 HP계 재료 및 그 개량재료가 쓰이기 시작하였다.[5,6]

특히 내침탄성을 향상시키기 위하여 Si, Nb, W, Mo 및 Ti의 단독 및 복합첨가에 의해 고온강도를 높인 것이 특징이다. 미국과 일본에서는 이 계통의 많은 합금이 개발되고 있는 실정이다. 예로서 Wisconsin Centrifugal Casting CO.에서는 각종 원심주조용 내열강관을 제조함은 물론 항공기용 제트엔진 동체를 특허 생산하고 있으며 각종 연구를 통해서 다른 재료와의 접합 및 신소재를 발표하고 있다. 또한 이 합금은 2150°F (1177°C)까지의 노출온도에서 내침탄성 및 내산화성을 충분히 가지고 있으며 1800°F (983°C)까지 우수한 creep저항을 나타내고 있다.[7]

그러나 고온에서의 이러한 성질은 이 합금의 적당한 주조조직을 어떻게 만드느냐에 따라 다르게 나타날 수 있으며 원심주조에 의한 제조가 가장 우수한 방법으로 알려져 있다. 원심주조법은 여러가지 잇점 때문에 1809년 Anthony Eckhardt[8,9] 이후 많은 연구[10,11]로 실용화되었으며 여러가지 주조조건 가운데 주조조직에 큰 영향을 주는 주입온도가 가장 중요하며 이에 따라 기계적성질이 달라진다. 또한 예열된 금형에 용탕을 주입하면 용탕은 금형의 예열온도에 따라서 냉각속도가 달라지며 그 조직 또한 달라지고 각종 내열특성도 변한다.

따라서 본 연구에서는 이 재료를 이용하여 먼저 원심주조법에 의한 강관을 제조하고 주조특성에 따른 조직과 기계적 성질을 관찰하므로써 그의 원심주조 조건, 즉 주입온도, 금형 예열온도에 따른 영향을 연구하고, 이를 바탕으로 새로운 고온 특성의 신소재를 개발하여, 방위산업용 재료, 항공기용 재료, 화학공업용 재료, 식품가공용 재료, 고온로의 구조용 및 기능재료로서 사용될 수 있는 기술을 확립하기 위한 목적을 가지고 있다.

2. 실험방법

2.1 원심주조에 의한 강관의 제조

외경 260mm, 내경 140mm인 금형을 350°F (177°C), 400°F (205°C), 450°F (232°C)로 각각 예열하고 금형 내경부를 지르콘사의 분말(90%)과 규사분말(10%)을 알콜에 배합하여 분사시켜 1mm 두께로 도포하고 900rpm으로 회전시킨 후 고주파 유도로서 용해한 HP합금 용탕을 2720°F (1490°C), 2760°F (1516°C), 2800°F (1538°C)로 각각 주입하여 강관을 제조하였다.

본 실험에 사용된 HP합금의 화학조성은 Table 1과 같으며 기계적성질은 Table 2, Table 3 [12]에 표시한 바와 같다.

2.2. 시료의 채취

본 연구에 사용된 시료의 채취위치는 Fig. 1에

Table 1. Chemical composition of HP alloy

Element	C	Mn	Si	Cr	Ni	Nb	P	S	Pb
Minimum	0.35	—	—	23.0	32.0	0.60	—	—	—
Maximum	0.45	0.70	1.50	27.0	37.0	1.00	0.03	0.03	0.01

Table 2. Typical mechanical properties

Test Temperature	70°F (21°C)	1600°F (871°C)	2000°F (1093°C)
Tensile Strength(ksi)	70.0	25.0	9.0
Yield Strength(ksi)	35.0	18.0	8.0
Elongation(%)	18	26	40

Table 3. Stress rupture properties[minimum stress rupture(ksi)]

Time(hours)	1600°F (871°C)	1700°F (927°C)	1800°F (982°C)	1900°F (1038°C)
1,000	6.848	5.063	3.504	2.269
10,000	5.171	3.529	5.240	1.323
100,000	3.685	2.308	1.336	0.715

나타낸 것과 같이 원심주조한 HP 강관의 양끝에서 각각 40mm 떨어진 곳이며 용탕의 주입 위치를 Hot end, 다른 끝을 Cold end라 하였다. 각 끝에서 채취한 시료는 각각 5개였다.

Fig. 1의 위치에서 채취한 시료의 번호와 주입 온도 및 금형예열온도는 Table 4에 표시하였다.

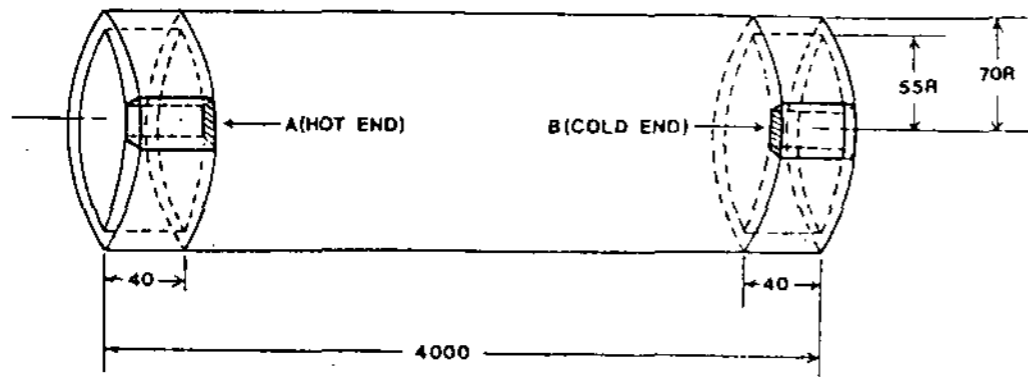


Fig. 1. Location of samples removed from castings for this study.

2.3 육안 및 현미경조직의 관찰

Fig. 1의 빗금친 부위에서 채취한 시편을 알콜에 10% 염산을 가하고 부식시켜 얻은 시료를 현미경(100×, 2000×) 또는 저배율(10×) 사진으로 관찰하였다.

2.4 미소경도 시험

본 시험에 사용된 재료는 고온에서 경도값이 매우 중요하므로 미소경도를 KS B5540에 따라 시편의 내경에서 외경으로 위치를 변화시켜 마이크로 Knoop 및 Vickers 경도기로 측정하였다.

금형의 예열온도 및 주입온도의 변화가 경도에 어떠한 영향을 주는지 조사하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1 육안조직 (Macrostructure)

금형예열온도 450°F (232°C), 주입온도 2800°F (1538°C)에서 제조된 Heat no.5244-1에서의 대표적인 육안조직은 Photo 1과 같다. 원심주조강관

의 외경부분(사진의 상부)에서는 미세한 결정입을 볼 수 있으며 내경부분(사진의 하부)에서는 매우 거대한 결정입이 나타나고 있다. 이는 외경 부분에서부터 용탕이 금형에 접촉하게 되므로 용탕의 냉각이 빨라지게 되어 결정립이 미세하게 생성된 것으로 보아진다.[13]

또한 같은 주조관인 경우 Hot end에서의 조직이 Cold end에서의 조직보다 전체적으로 조대하게 나타나며 미세조직의 구역이 좁게 나타나는 것은 같은 원인으로 볼 수 있다.

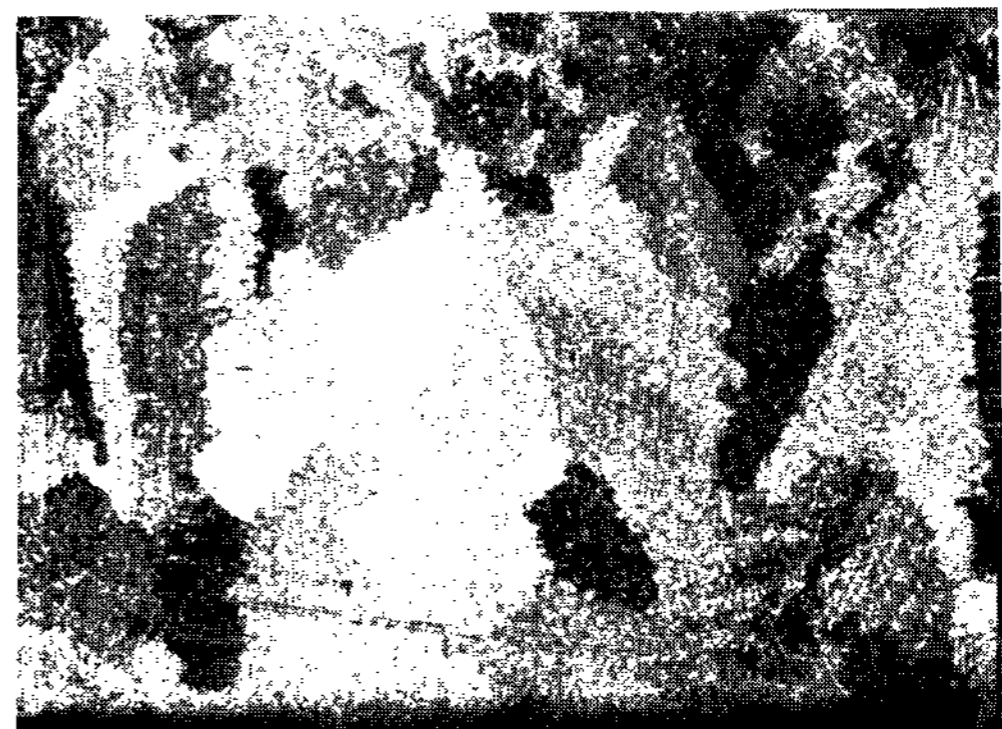
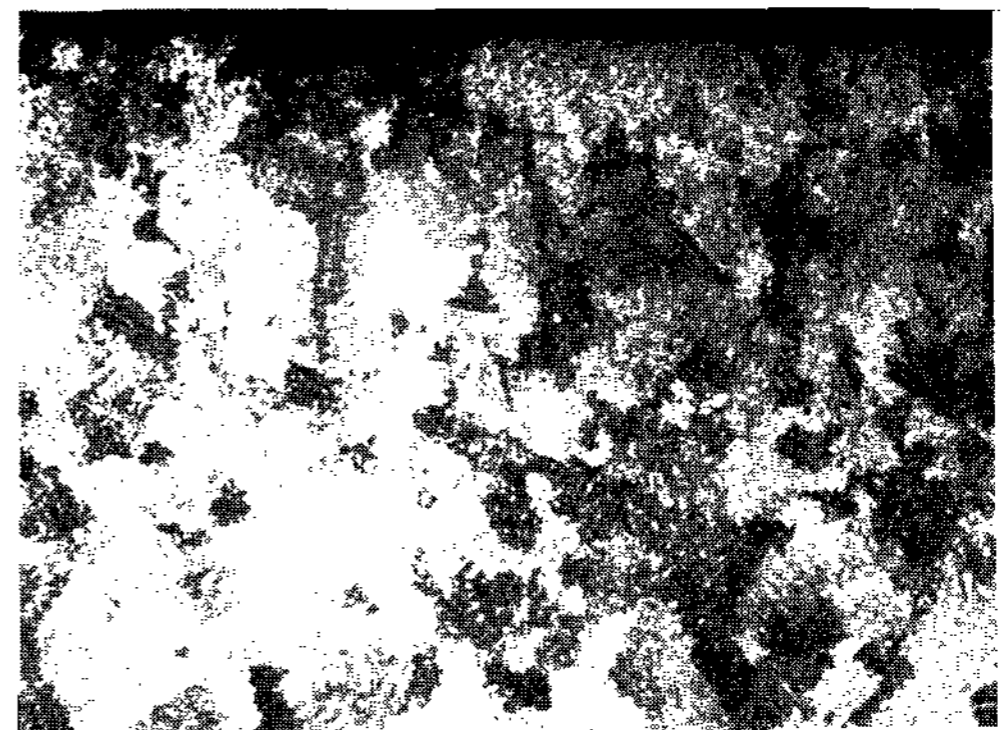


Photo 1. Macrostructure of the cold end of Heat No.5244-1 etched, 10% HCl in alcohol. 10×.

Table 4. Matrix of pouring and die temperature evaluated showing casting sample no.

Pouring Temperature	Die Temperature		
	350°F (177°C)	400°F (205°C)	450°F (232°C)
2720°F (1490°C)	5250-2	5249-1	5247-2
2760°F (1516°C)	5261-2	5266-2	5264-2
2800°F (1538°C)	5242-1	5245-1	5244-1

3.2 현미경조직 (Microstructure)

본 실험에 사용된 HP내열강관의 원심주조 조직을 현미경으로 관찰하고 정량적으로 계측한 양은 Table 5와 같다.

원심주조한 HP합금의 내열강관에서 금형의 예열온도 및 주입온도를 평상시 제품제조에 사용하는 400°F(205°C) 및 2760°F(1516°C)로 각각 하였을 때 나타난 조직(Heat no.5266-2 H)은 Photo 2와 같다.

HP강관의 외경부분에는 결정입이 미세한 조직을 볼 수 있고 주형과 접촉하는 계면에서부터 응고가 진행되면서 주상조직이 발달하고 강관의 내경부분으로 접근하면서 등축정조직이 나타나고 있음을 알 수 있다. 이것은 전형적인 원심주조관의 내경방향의 조직변화로 알려져있다.[14-16]

한편 내경부분에는 낮은 온도기울기 때문에 기

공부분이 산재하여 있음을 발견할 수 있다. 이것은 산화물과 같은 불순 개재물이 원심력 때문에 관의 내경쪽으로 부유하게 되어 발생된 것으로 보아진다.

Photo 3(Heat no.5250-2 H)은 낮은 금형온도(350°F,177°C)와 낮은 주입온도(2720°F,1490°C)에서 제작된 시료의 조직이다. Dendrite arm spacing이 1차 및 2차에서 각각 감소한 것을 관찰할 수 있고 이것은 냉각속도가 큰 때문이며 [17-19] 냉각속도가 작은 Photo 4(Heat no. 5244-1 H)의 경우와 비교하면 잘 알 수 있다. 연구자들에 의하면 1,2차 dendrite arm spacing은 냉각속도에 따라 변화한다고 보고 하였으며 관계식[20]은 다음과 같다.

$$\lambda_1 = A_1 G_1^{-m} V^{-n}$$

여기서 λ_1 은 1차 dendrite arm spacing, $A_1, m,$

Table 5. Summary of microstructural characteristics of castings examine

Heat No. ¹	Columnar Dendrite Zone ²		Equiaxed Structure Zone ²		Porosity Zone ³		D.A.S. ⁴		Pouring Temp. ⁵ °F	Die Temp. ⁵ °F
	mm	%	mm	%	mm	%	Prim.	Sec.		
							mm	mm		
5250-2H	5.2	34.7	9.7	64.7	2.5	16.7	0.23	0.038	2720	350
5250-2C	3.0	20.1	11.7	78.5	0.05	0.3	0.15	0.028	2720	350
5261-2H	7.1	47.3	7.8	52.0	3.5	23.3	0.25	0.046	2760	350
5261-2C	4.2	28.4	0.4	70.3	0.9	6.1	0.17	0.031	2760	350
5242-1H	6.5	45.1	7.8	54.2	3.8	26.4	0.32	0.059	2800	350
5242-1C	5.0	33.8	9.6	64.9	2.3	15.5	0.18	0.033	2800	350
5249-1H	9.2	64.8	4.9	34.5	2.0	14.7	0.26	0.047	2720	400
5249-1C	5.1	34.0	9.7	64.7	1.1	7.3	0.18	0.033	2720	400
5266-2H	9.6	64.9	5.1	34.5	3.2	21.6	0.30	0.055	2760	400
5266-2C	5.4	36.0	9.4	62.7	0.5	3.3	0.19	0.038	2760	400
5245-1H	12.5	85.6	2.0	13.7	2.5	17.1	0.38	0.069	2800	400
5245-1C	7.2	29.7	7.1	49.0	1.7	11.6	0.27	0.042	2800	400
5247-2H	6.6	44.6	8.1	54.7	3.4	23.0	0.26	0.059	2720	450
5247-2C	4.1	27.7	10.5	71.0	0.3	2.0	0.21	0.037	2720	450
5264-2H	12.2	84.1	2.2	15.2	3.6	24.8	0.38	0.068	2760	450
5264-2C	6.8	46.2	7.5	51.7	2.7	18.6	0.32	0.057	2760	450
5244-1H	12.1	84.6	2.1	14.7	2.8	19.6	0.40	0.073	2800	450
5244-1C	10.1	67.3	4.7	31.3	3.2	21.3	0.29	0.058	2800	450

1. H and C refer to sample location at the hot and cold end of the casting, respectively.
2. Three zones of grain structure were identified : a chill zone at the metal-mold interface, a columnar dendritic zone and a zone of equiaxed toward the inside of the casting.
3. Represents that portion of the equiaxed zone containing gross porosity.
4. The dendrite arm spacing (primary and secondary) was measured in grains adjacent to the chill zone.
5. Represents the range of pouring and die temperatures evaluated.

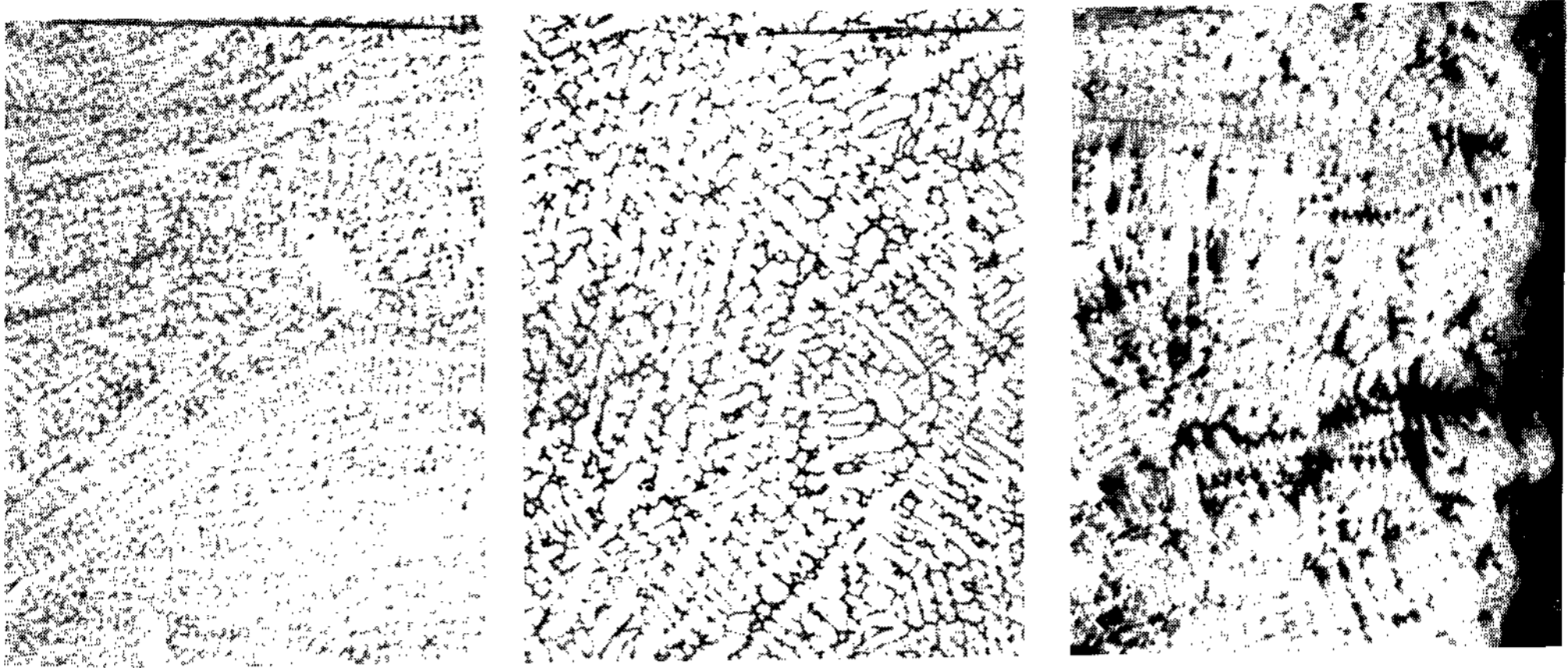


Photo 2. Microstructure of Heat no.(5266-2 H). The left edge of each photomicrograph is located at the following distance from the metal-mold interface : 0.1mm, 6mm, 14mm. Etched, 10% HCl in alcohol 100×.

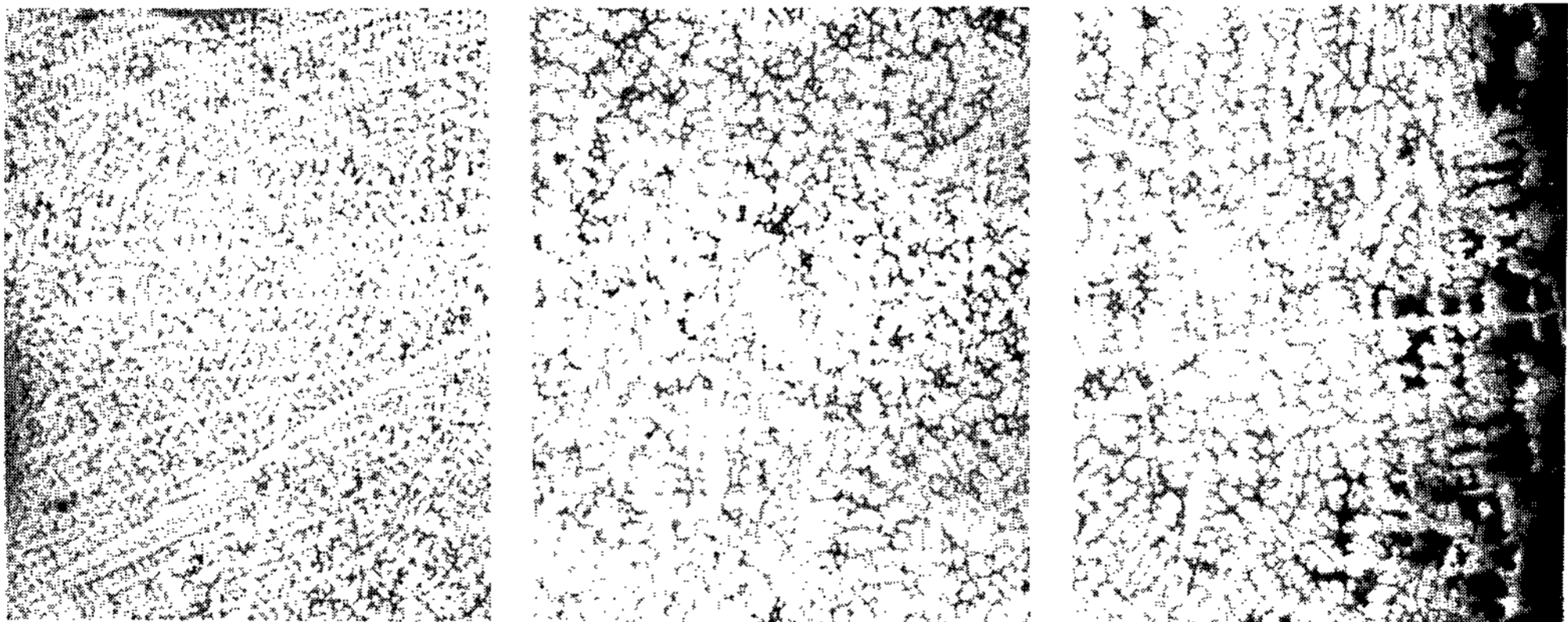


Photo 3. Microstructure of Heat no.5250-2 H. The left edge of each photomicrograph is located at the following distance from the metal-mold interface:0.1mm, 7.5mm, 14mm, Etched 10% HCl in alcohol 100×.

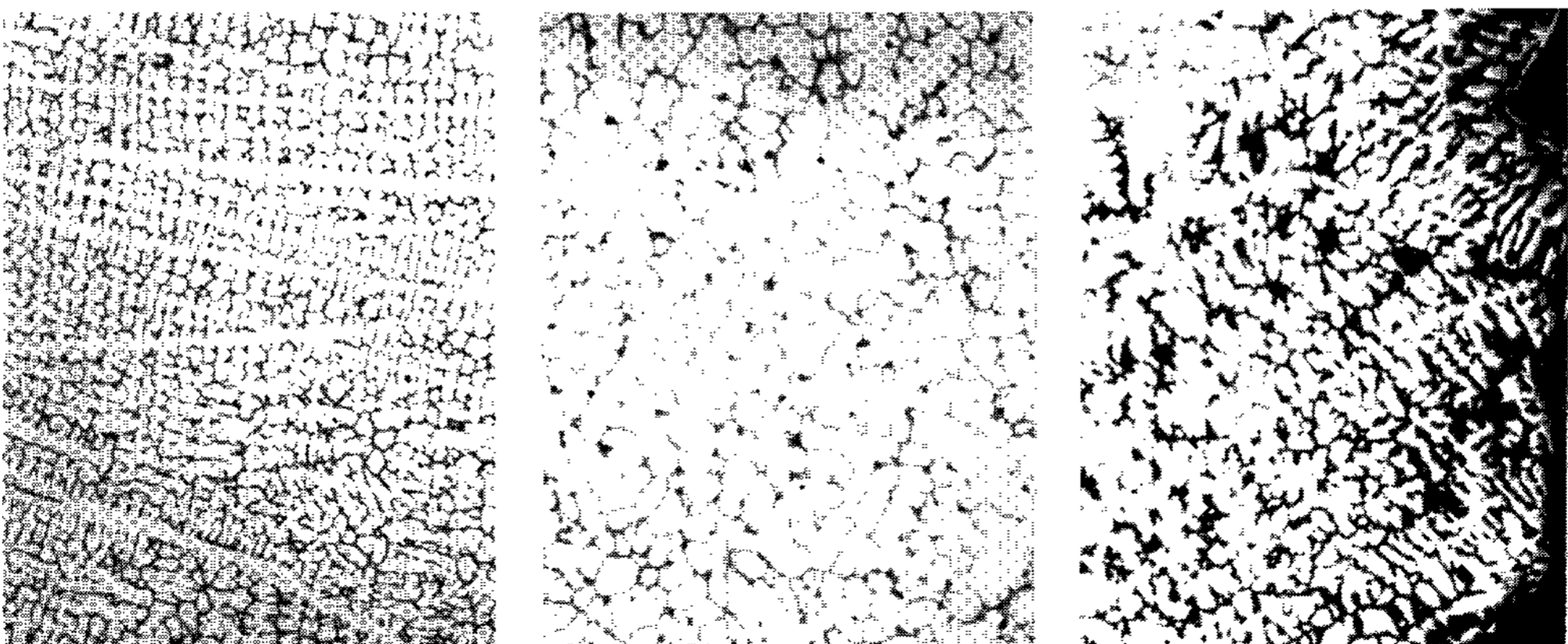


Photo 4. Microstructure of Heat no.5244-1 H. The left edge of each photomicrograph is located at the following distance from the metal-mold interface:0.1mm, 7.5mm, 14mm. Etched 10% HCl in alcohol 100×.

n은 상수, G_1 은 용탕의 온도기울기이며 V 는 응고속도이다.

Cold end와 Hot end에서의 차이를 관찰하기 위하여 Heat no.5261-2 C를 선택하여 현미경조직을 관찰하면 Photo 5와 같다.

Photo 5에서 보는 바와 같이 주상정 구역의 두께는 Hot end에서 크고 등축정구역은 Cold end 보다 적게 생성된다. 또한 Hot end에서 약간의 기공부위가 증가된 것으로 나타났다. 한편 Dendrite arm spacing은 주조관의 Hot end에서 낮은 냉각속도 때문에 더 큰 값을 보여주며 이것은 Flemings 등이 보고한 바[18,19]와 일치하고 있다.

Cold end에서 일차 수지상정의 arms이 주형벽의 수직인 방향으로 더 발달되어 있으며 주물의 Hot end에서 이러한 수지상정의 일차 arms들은 일정한 각도를 유지하고 있다. 이러한 방향은 생성부분에서의 열유동 방향에 의하여 결정되기 때문[16]이며 Hot end에서는 계속적인 용탕의 공급이 이루어지는 곳이므로 금형에서 열을 냉각시키는 효과가 미약하기 때문에 생긴 것으로 보인다.

Fig. 2, Fig. 3 및 Fig. 4는 수지상정의 arm spacing과 주상정구역의 크기에 미치는 주입온도 및 금형의 예열온도의 효과를 각각 나타낸다. 주상정구역과 수지상정 arm spacing은 주입온도와 금형예열온도의 증가에 따라 증가하고 있지만 80°F(44.5°C) 변화한 주입온도의 영향보다 100°F

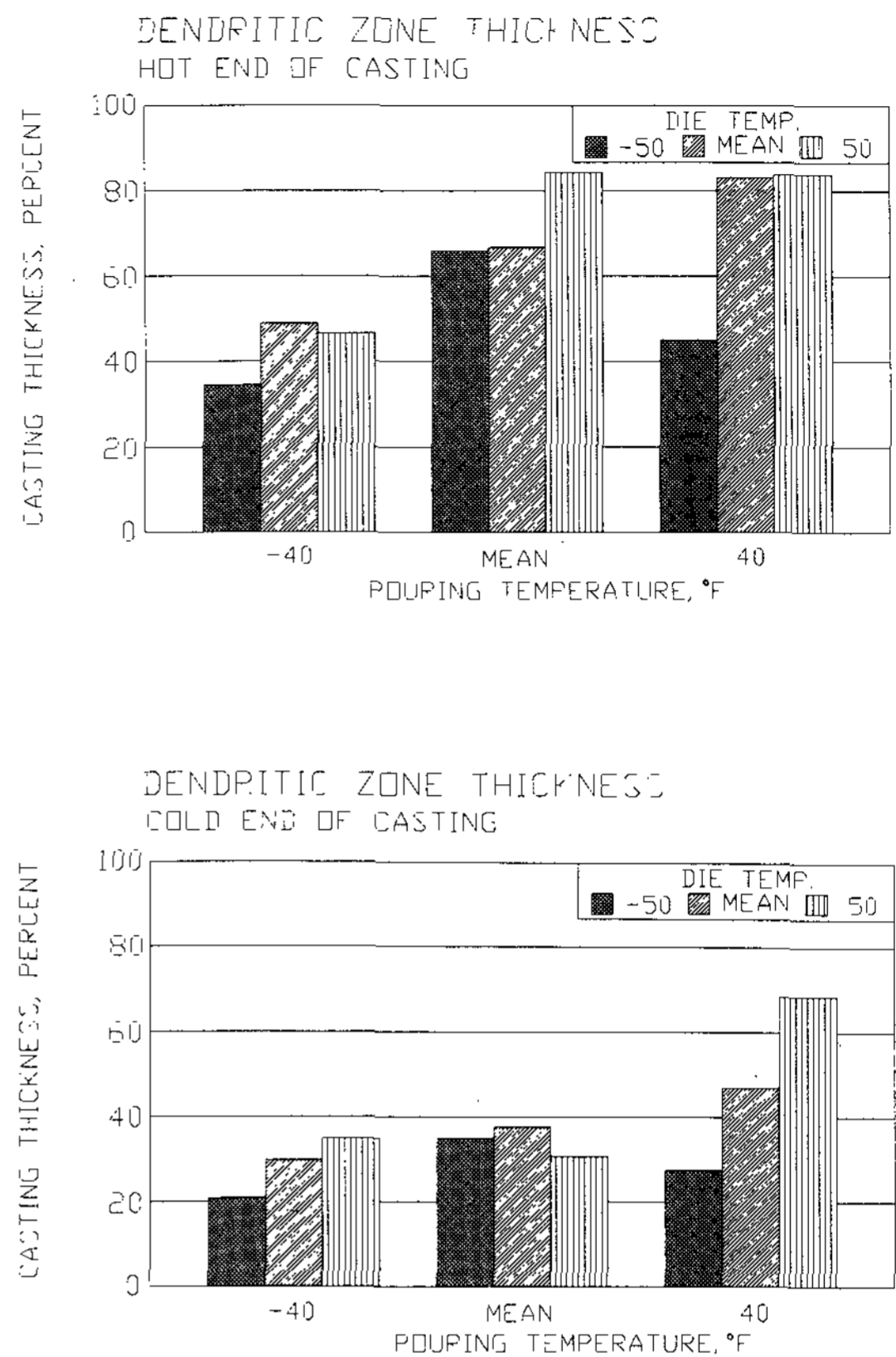


Fig. 2. Thickness of the columnar dendritic grain structure as affected by pouring and die temperature variation.

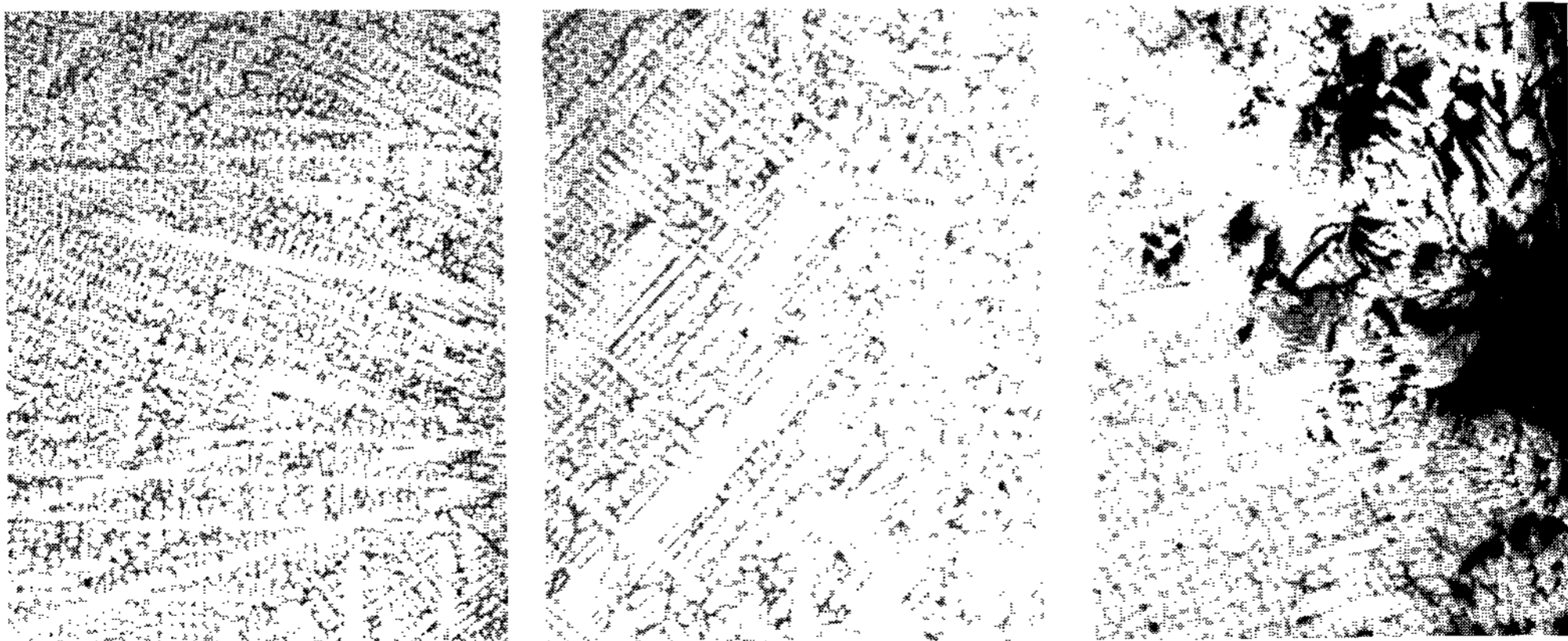


Photo 5. Microstructure of Heat no.5261-2 C. The left edge of each photomicrograph is located at the following distance from the metal-mold interface 0.1mm, 7.5mm, 14mm. Etched, 10% HCl in alcohol 100×.

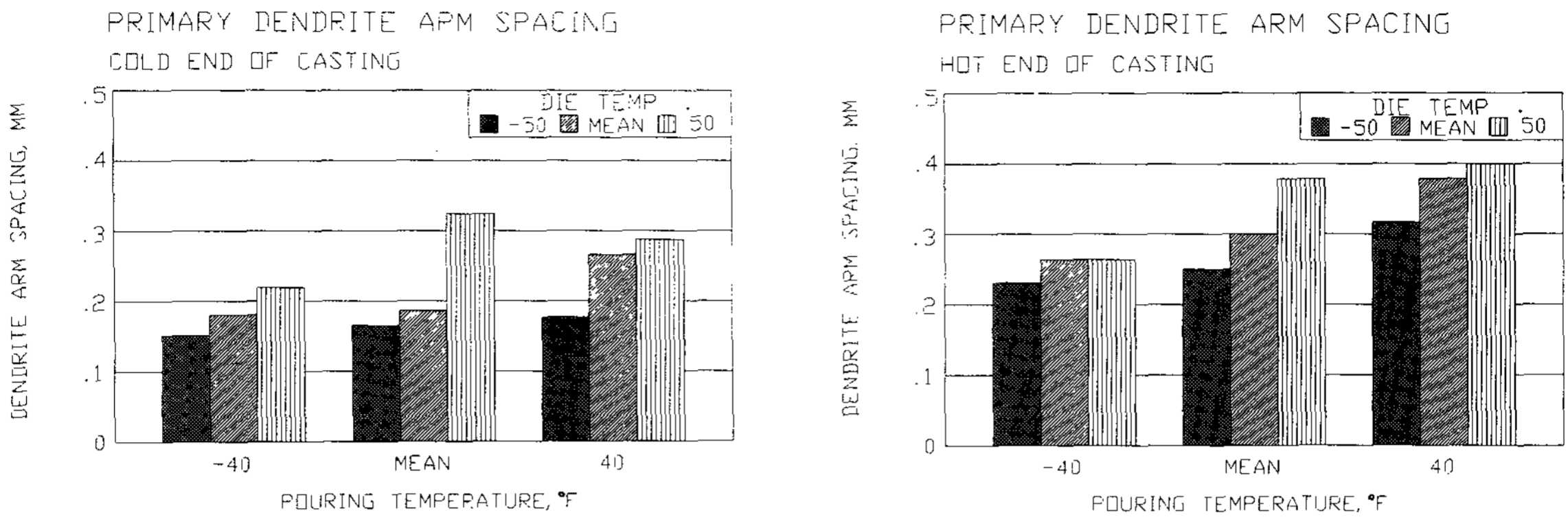


Fig. 3. Primary dendrite arm spacing as affected by variations in pouring and die temperature.

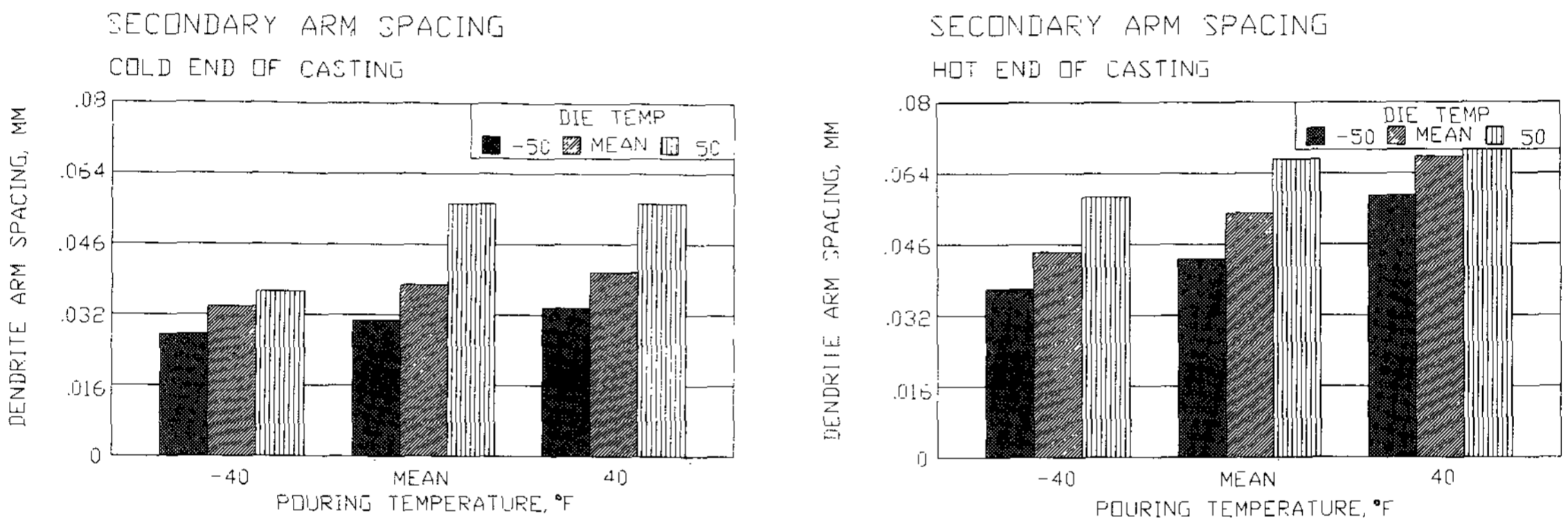


Fig. 4. Secondary dendrite arm spacing as affected by variations in pouring and die temperature.

(55.5°C) 변화시킨 금형 예열온도의 영향이 더 크게 나타난다. 여기서 mean 온도는 주입온도인 경우 2760°F(1516°C)를, 금형예열 온도인 경우는 400°F(205°C)를 각각 의미한다.

Photo 6은 모든 시료가 수지상정 사이의 공정 탄화물을 가지는 오스테나이트(austenite)의 현미경조직을 나타낸다.

두가지 형태의 공정 탄화물이 주상정 및 수지상정의 arm 사이에 나타나 있다. Nb을 첨가한 HP합금은 Nb, Ni 및 Cr의 line scan을 통해서 알 수 있듯이 전형적인 판상의 N.C 공정탄화물과 M₂₃C₆ 탄화물[24,25](중심부) 두가지로 구분되어 있다. 이러한 탄화물들은 주조후 이어지는 열처리에 따라 위치 및 형상이 달라질 것으로 생각되며 따라서 기계적 성질 또한 달라질 것이다. [26,27] 여기에 관한 연구는 차기에 연속적으로

이루워질 예정이다.

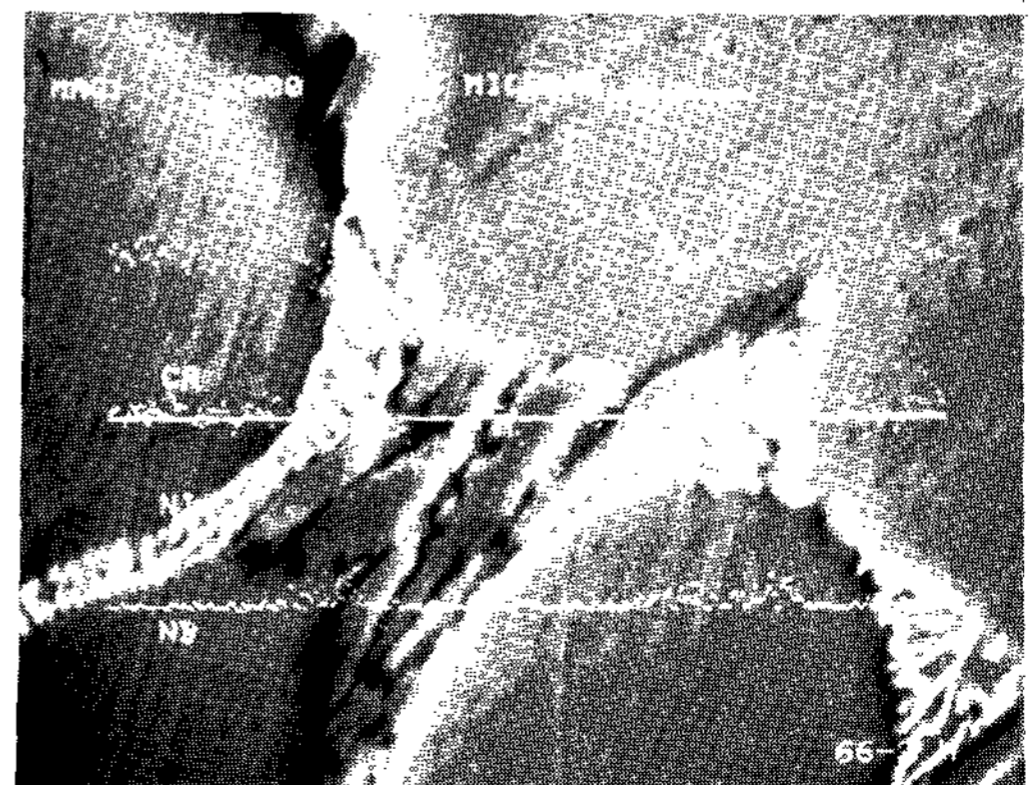


Photo 6. Photomicrograph of eutectic structure showing the location and results of EDAX analysis.

3.3. 미소 경도

본 연구에 사용한 시료의 미소경도에 미치는 주조변수에 관한 영향을 Table 6에 나타내었다. 이 값들은 최소한 3번 이상의 Knoop 경도기의 판독으로 만들어진 것이다. 주조관의 내경부위에서 응고, 냉각속도가 작아지는 결과로 합금의 편석이 다르게 나타나고 외경부위에 비하여 내경쪽으로 더 낮은 경도값을 보인다. 이 효과는 Fig. 5에 표시한 바와 같이 확연하다. 한편 Table 6의 실험자료에 의하면 Cold end에서 Hot end보다 전반적으로 더 높은 경도값을 나타내는데 이것은 조직에서 본 것과 같이 조직의 미세화와 탄화물의 고른 분산에 기인한 것으로 보여진다.[28,29]

주조관의 미소경도에 미치는 주입온도와 금형 예열온도의 영향은 Fig. 6에 나타내었다. 이 자료는 이미 제시한 현미경조직과 연관하여 보면 그 관련성이 분명하다. 즉, 주형예열온도가 낮을수록 결정입도는 미세화되며 따라서 경도값이 증가한다. 또한 주입온도는 낮을수록 점차로 경도값

이 증가하나 주형의 예열온도 영향보다 약간 적은 것으로 나타났다.

Photo 7은 오스테나이트의 기지조직과 공정탄화물의 경도를 비교하기 위하여 미소경도를 측정 한 것이다. 여기에서 측정한 경도치는 비커스 경

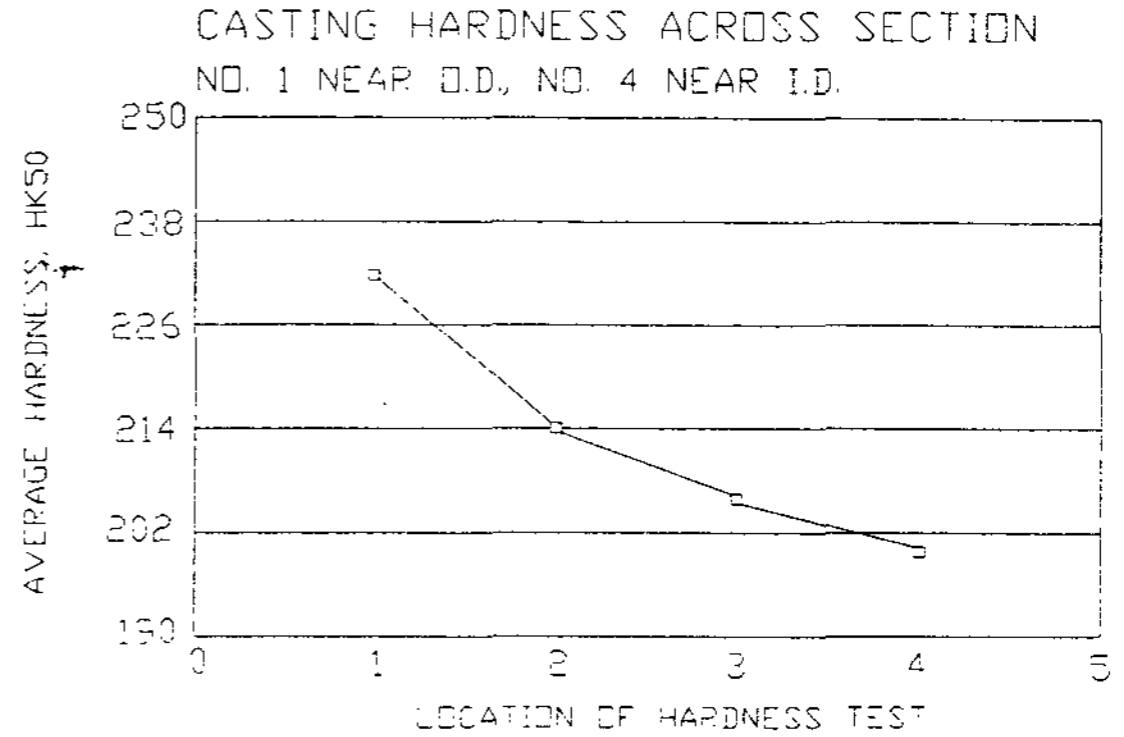


Fig. 5. Average hardness across casting section thickness. Readings taken about 3mm apart with No.4 about 1mm from casting I.D.

Table 6. Hardness of casting across casting section.HK50

Heat NO. ¹	Location of Hardness Determination ²					Pouring Temp.	Die Temp. °F
	1	2	3	4	Av.		
5250-2 H	229	197	192	189	202	2720	350
5250-2 C	218	215	215	214	215	2720	350
5261-2 H	225	229	202	186	211	2760	350
5261-2 C	263	211	207	199	220	2760	350
5242-1 H	207	205	210	197	205	2800	350
5242-1 C	245	242	222	181	223	2800	350
5249-1 H	214	208	185	176	196	2720	400
5249-1 C	230	217	205	203	214	2720	400
5266-2 H	215	172	165	154	177	2760	400
5266-2 C	258	220	206	205	222	2760	400
5245-1 H	226	220	216	214	219	2800	400
5245-1 C	289	240	250	246	251	2800	400
5247-2 H	251	255	250	246	251	2720	450
5247-2 C	273	267	261	250	262	2720	450
5264-2 H	185	180	171	165	175	2760	450
5264-2 C	231	197	191	179	200	2760	450
5244-1 H	192	181	174	162	177	2800	450
5244-1 C	233	193	199	182	202	2800	450
Average	232	214	207	200	213		

1. H and C refer to sample location at the hot and cold end of the castion, respectively.
 2. Location of hardness readings about 3mm apart with reading No.4 about 1mm from the castiong I.D. and reading No.4 near the castion O.D.

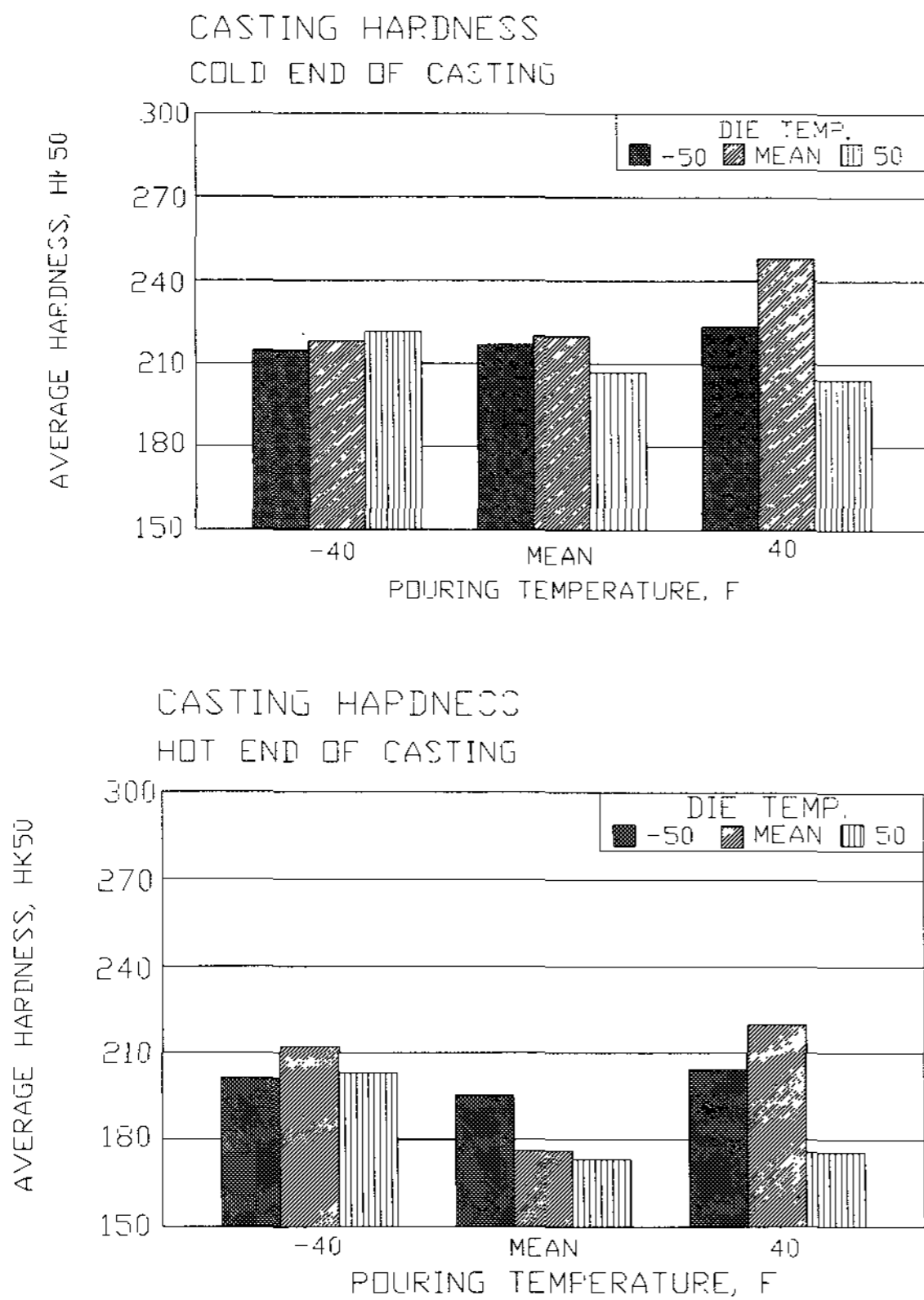


Fig. 6. Hardness of casting as affected by pouring and die temperature variation.

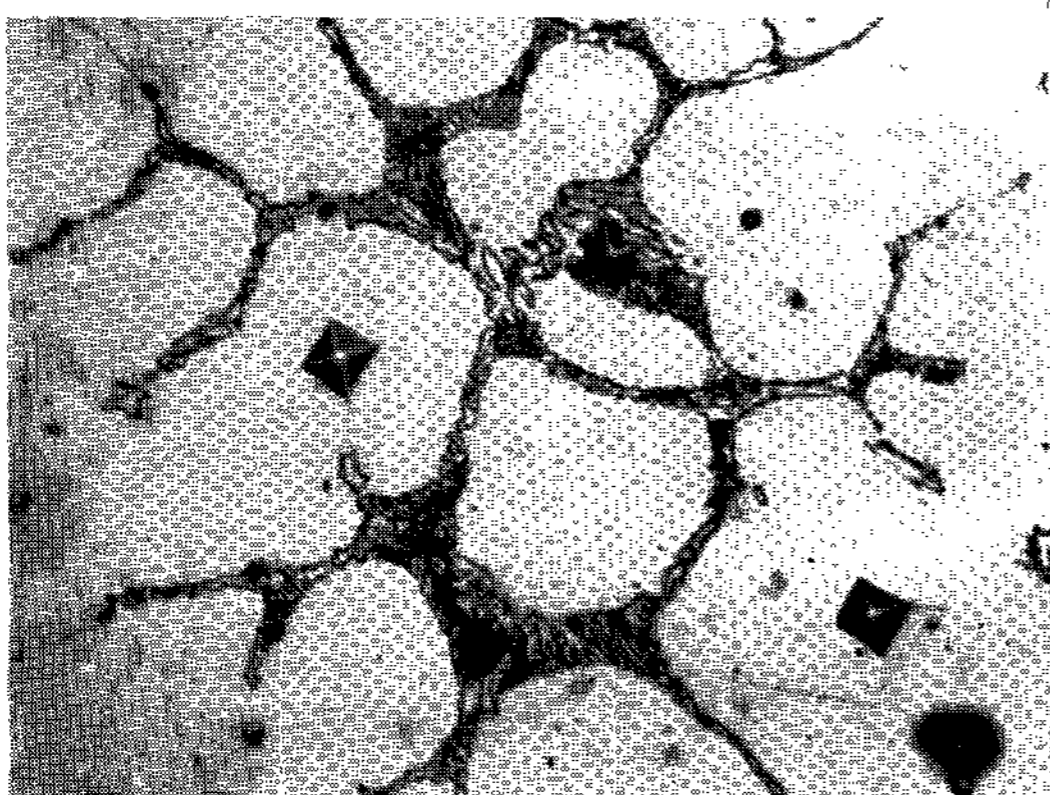


Photo 7. Typical casting microstructure showing the location of Vickers hardness(HV50) indentations in the austenite and eutectic carbide structures 800x.

도값이며 오스테나이트 기지조직은 HV 65.2, M23C6 공정탄화물[24,25]은 HV 85.6을 나타내었다. 또한 M6C 탄화물은 HV 101.6이었으며 이러한 탄화물의 분포형태에 따라 주조관의 단면에 따른 경도값이 다르게 나타날 것으로 생각된다[26,27].

본 재료의 가장 적절한 주입온도와 주형의 예열온도를 찾기 위하여는 용도에 따라 다른 재질을 요구하므로 앞으로 연속해서 이루어질 연구의 결과를 종합적으로 평가하여 결정될 것이다.

4. 결 과

Nb을 첨가한 HP 초내열 원심주조관의 육안조직, 현미경조직 및 경도에 미치는 주조조건 즉, 주입온도 및 금형 예열온도의 영향을 조사한 결과는 다음과 같다.

1) 원심주조관의 육안조직은 내경부위에서 결정입이 매우 크며 외경부위로 갈수록 점차로 작아진다.

2) 주입온도와 금형 예열온도의 증가에 따라 주상정구역의 두께, 1,2차 dendrite arm spacing 및 내경부위에서의 기포구역의 두께가 증가하며 주입온도와 금형 예열온도의 감소에 따라 결정입도의 미세화가 이루어지고 등축정구역이 증가한다.

3) 주조관의 내경부분에 비하여 외경쪽으로 더 큰 경도치를 나타내는 것은 내경부위에서 외경부위보다 응고냉각속도가 낮으므로 기인되는 결정립 미세화와 합금편석이 더 심하기 때문이다.

4) 결정립의 미세화와 고른 공정탄화물의 분포로 인하여 주조관의 Cold end에서 Hot end보다 더 높은 경도치를 나타낸다.

후 기

본 연구는 1993년도 한국학술진흥재단의 공모 과제 연구비에 의하여 연구되었음을 밝히며 한국학술진흥재단에 감사드립니다.

참 고 문 헌

[1] T. Flatley, E. P. Latham and C. W. Morris

- : Materials Performance, May (1981) 12
- [2] 吉川, 富士川, 寺西, 九保田 : 화력원자력발전, 36 (1985) 1325
- [3] 行俊他 : 住友金屬, 32 (1980) 24
- [4] Sawaragi et al : Sumitomo Search, 41 (1990) 1
- [5] 김병일, 윤정모, 김영근 : 대한금속학회회보, 4-4 (1991) 381
- [6] 崔炷 : 大韓金屬學會誌, 14-1 (1978) 39
- [7] 化學工學協會 關東支部 : 新材料技術을 이용한 高溫設備의 改良과 壽命延長, (1983) 24
- [8] A. G. Eckhardt : Brit., Pat., 3197 (1809)
- [9] 米田健參 : J. of JSME, 67 (1964) 1496
- [10] H. F. Taylor and C. L. Register : Bibliography of Centrifugal Casting, A. F. S. (1949)
- [11] C. W. Briggs : Foundry, 74 (1946) 96
- [12] 崔相鎬 : 東洋工業專門大學 論文集, 16 (1993) 23
- [13] American Society for Metals : Metals Handbook 9th ed., 9 (1985) 170-177
- [14] T. Watmough and J. T. Berry : Foundry, 89-12 (1961) 80-85
- [15] 令木鎮夫 : 特殊鑄造法, 日刊工業新聞社, (1968) 275
- [16] M. C. Flemings : Solidification processing McGRAW-HILL, (1974) 134-176
- [17] K. A. Jackson et al : Trans. AIME, 236 (1966) 149
- [18] M. C. Flemings et al : J. Iron Steel Inst., 208 (1970) 371
- [19] P. K. Rohatgi et al : Trans. Met. Soc. AIME, 239 (1967) 1729
- [20] R. W. Cahn and P. Haasen : Physical Metallurgy, third edition, North-Holland Physics pub., 1 (1983)522
- [21] J. D. Hunt : Solidification and Casting of Metals the metals society, London (1979) 1
- [22] T. OKAMOTO and K. Kishitake : J. Cryst. Growth, 29 (1975) 131-137
- [23] K. P. Young and D. H. Kirkwood : Metallurg. Trans., 6A (1975) 197
- [24] H. M. Flower and P. J. Gregson : Acta Metall., 33 (1985) 847
- [25] 박용조 외 : 대한금속학회지, 30-4 (1992) 409
- [26] 최병학 등 : 대한금속학회지, 32-3 (1994) 290
- [27] 崔炷 : 대한금속학회지, 16-1 (1978) 27
- [28] R. F. Decker : Met. Trans., 4 (1973) 2495
- [29] 李東寧 : 金屬強度學 文運堂, (1980) 154