

論 文

상향식 연속주조법에 의한 Al-Cu-Ni 3원합금의 응고조직에 관한 연구

權奇鈞*, 李啓完**

On the Microstructures of Al-Cu-Ni Ternary Alloys by Upward Continuous Casting

Kee-Kyun Kwon*, Kye-Wan Lee**

Abstract

Continuous casting of the Al-Cu-Ni ternary eutectic alloys was carried out by the upward continuous casting process. The morphology of the ternary eutectic growth and the stability of solid-liquid interface were investigated under various growth conditions. It was possible to get the planar solid-liquid interface at the condition of $G_L/R=3.59 \times 10^3 \text{ }^\circ\text{C sec/mm}^2$ in Al-Cu-Ni ternary eutectic alloys. In Al-rich, Ni-rich and Cu-rich hypereutectics of Al-Cu-Ni ternary alloys, primary α , τ and θ dendrites have grown as the leading phase ahead of the ternary eutectic composites.

1. 서론

일반적으로 공정조성의 합금은 일방향응고법에 의해 지지(matrix)내에 섬유상을 길게 분산 배열시켜 복합재료를 만들고 있다. 일방향응고법에 의해 정출한 금속간화합물은 경도, 강도 및 강성을 등이 우수할 뿐 아니라 분포상태가 균일하고, 지지(matrix)와의 결합상태가 양호하며, 고온에서 matrix와 동시에 정출하여 열적으로 매우 안정하기 때문에 고온재료 및 관련 응용 분야에서 상당한 정도로 실용화 될 전망을 보이고 있다.^{1),2)}

따라서 최근까지 일방향응고시킨 2원공정합금의 조직에 대해서는 많은 연구가 행해져 왔으며, 본 연구진^{3),4)}도 전형적인 층상조직을 나타내는 Al-Cu 공정합금과 봉상조직을 나타내는 Al-Ni 공정합금에 대하여 상향식 연속주조 장치로 일방향 응고를 행한 연구 결과를 보고한 바 있다.

한편 Kerr⁵⁾ 등은 Pb-Cd-Sn 3원공정합금의 일방향 응고 조직에 관한 연구에서 이들 조직이 ABCBA의 완전한 층상조직을 갖는 것을 발견하였다. 그리고 Cooksey와 Hellawell⁶⁾은 여러가지 다른 3원합금계를 관찰한 결과, ABCBA타입의 3상층상배열과, 2상은 층상이고 나머지 제3상이 다소 규칙적인 봉상을 나타내는 것, 그리고 완전히 불규칙한 상을 나타내는 것들이 있다고 발표하였다.

이때 사용되어진 일방향 응고의 방법은 거의 대부분이 Bridgman법에 의한 것이었다. 그러나 Bridgman법은 시편 전체 길이에 걸쳐 일정한 온도 구배 및 결정 성장 속도를 얻기 어렵고, 제한된 주형 내에서 제3원소의 영향으로 길이 방향의 균일한 조직을 얻기가 어려워서⁷⁾ 공정복합조직의 연속제조에는 부적합하다.

이러한 단점을 보완한 장치로서 최근 A. Ohno 등^{8),9)}에 의해 개발된 연속주조 장치인 OCC

*한양대학교 대학원(Graduate school, HanYang Univ.)

**한양대학교 금속공학과(Department of Metallurgical Eng., HanYang Univ)

(Ohno Continuous Casting) 프로세스가 있다. 이 프로세스는 흑연(Graphite) 몰드에 발열체를 내장한 가열 주형을 사용하여 주형 온도를 금속의 용점 이상으로 유지시킴으로써 주형 벽에서의 불균일 핵생성을 완전히 저지시켜 단결정 내지는 일방향 응고 조직을 얻는 방법이다. 그러나 OCC 프로세스¹⁰⁾는 주형의 수명이 짧고 온도제어가 용이하지 않은 단점이 있다.

본 연구에서는 이러한 단점들을 보완하기 위하여 내화물 주형을 용탕에 침적시켜 용융금속의 용점 이상으로 유지시키는 상향식 연속주조장치¹¹⁾를 사용해서 여러 조성의 Al-Cu-Ni 3원합금에 대하여 일방향 응고를 행하였다. 그리고 그 때 G_L/R 값의 변화에 따른 고-액 계면의 안정성을 관찰하고, 각각의 조성 및 응고 조건에 따른 미세조직의 변화를 조사하였다.

2. 실험장치

2.1 실험장치

Fig. 1은 본 실험에서 사용한 상향식 연속주조장치의 개략도이다. 장치는 크게 용해로, 내화물 주형, 냉각장치, 결정인발장치, PID 온도조절기 등으로

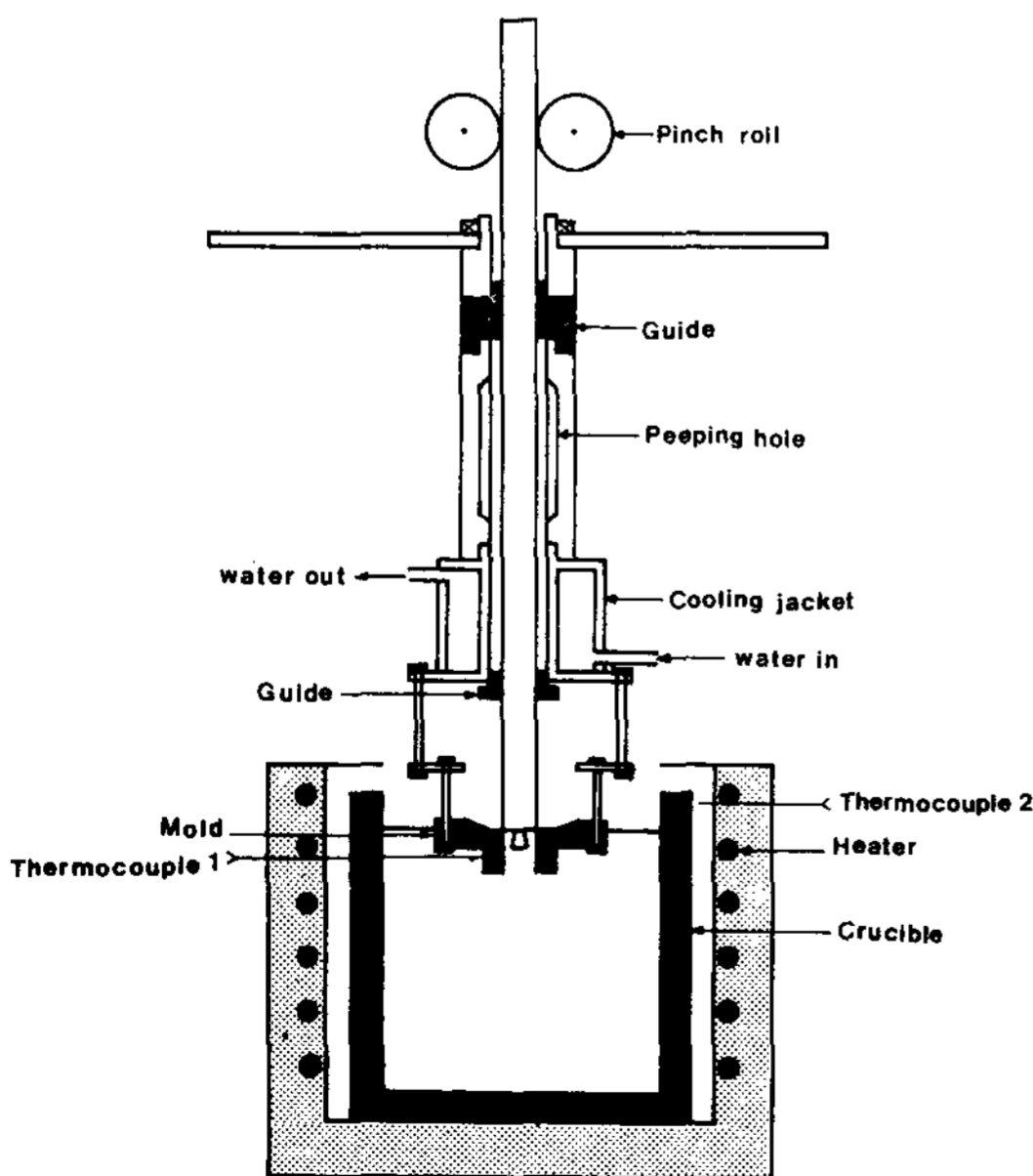


Fig. 1. Schematic illustration of the upward continuous casting process.

로 구성되어 있다. 주조중에 액상의 온도구배(G_L)을 연속적으로 측정하기 위하여 응고 계면 아래 1cm의 위치에 열전대를 설치하였다.

냉각장치는 주형 출구단으로부터 80mm 위치에 고정되어 있으며, 결정 인발용 풀링 로드(pulling rod)는 직경 6mm의 피아노선을 사용하였다. 결정 인발장치는 속도조절기가 연결된 DC모터로 핀치롤(pinch roll)을 구동시켜 0.075mm/min까지의 속도로 인발할 수 있게 하였다.

내화물 주형은 인발 가이드와 일체형으로 된 볼트에 고정하여 용해도가니 중심에 위치시켜서 용탕에 잠기도록 하였다.

2.2 Al-Cu-Ni 3원합금의 연속 제조

Al-Cu-Ni 3원 공정 합금의 원재료는 순Al(99.8wt%)과 전기동 및 전해 Ni를 사용하였으며, 고순도 흑연도가니에서 Al을 먼저 완전히 용해한 후에 전기동, 전해 Ni의 순으로 용탕 속에 완전히 침적시켜 교반하면서 Ar가스 분위기에서 용해하였다. 그리고 풀링 로드의 끝단이 주형구 내의 용탕에 잠기게 한 후, 합금의 조성 및 주조속도와 온도를 변화시켜가며 결정을 연속인발 하였다. 또 이때의 온도구배(G_L)를 측정하였다.

2.3 조직 및 계면형상의 관찰

각 시편들의 종단 및 횡단면에 대하여 60-70°C의 NaOH 수용액(증류수 100ml + NaOH 1-2g)으로 약 25초간 부식시켜 광학현미경으로 미세 조직을 관찰하였다. 그리고 deep etching에 의한 공정 복합조직의 SEM 관찰도 행하였다.

계면형상의 변화는, decant법의 원리를 이용하여 주조중에 주피를 상방향으로 급격히 인출해서 얻은 시편을, 응고방향에 평행하게 절단하여 미세 조직 관찰과 같은 방법으로 하였다.

3. 실험 결과 및 고찰

Fig. 2는 본 실험에서 행한 Al-Cu-Ni 3원합금의 각 조성을 Al-rich 3원상태도에 나타낸 것이다.

본 실험에서 사용한 상향식 연속주조장치의 주조속도는 곧 계면의 이동속도를 나타내기 때문에 여기서는 이것을 응고속도(R)로 취하였으며, 1에서 보는 것처럼 응고계면 직하 1cm 위치에 설치한 열전대1로 온도구배(G_L)를 측정하였고, 각 주조속도에서의 G_L/R 값을 구하였다.

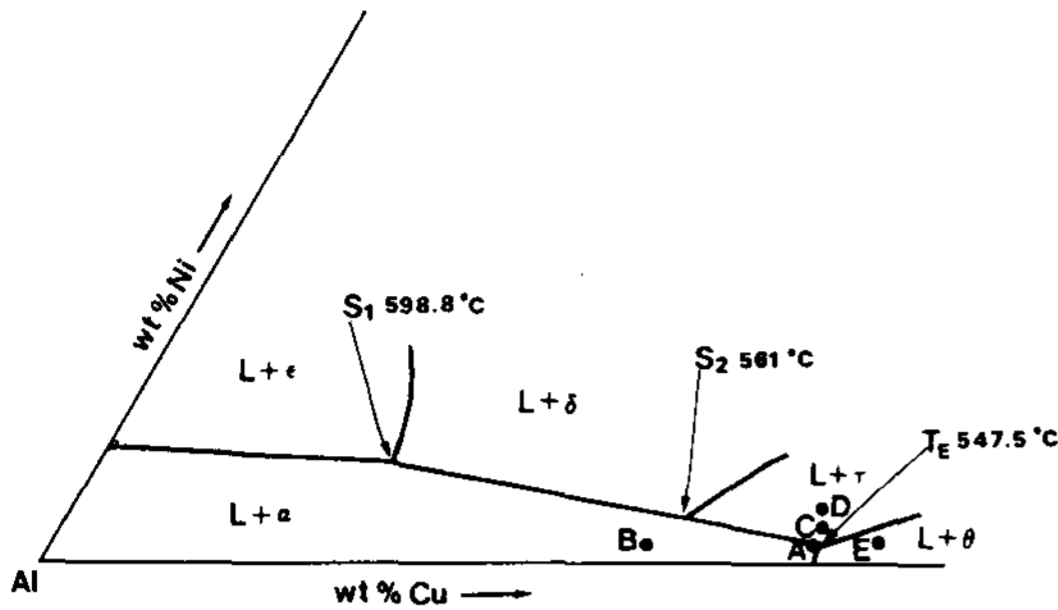


Fig. 2. Liquidus surface of the Al-rich corner of the Al-Cu-Ni ternary system.

Table 1. Growth conditions in upward continuous casting process.

	Al (%)	Cu (%)	Ni (%)	R (m/min)	GL (°C/cm)	GL/R (°C sec/cm ²)
1	rest	33	0.65	0.23	137.5	3.59×10 ³
2	rest	33	0.65	0.49	133	1.62×10 ³
A3	rest	33	0.65	0.80	140	1.07×10 ³
4	rest	33	0.65	1.43	107	0.44×10 ³
5	rest	33	0.65	5.20	103	0.12×10 ³
B6	rest	24.5	0.25	0.13	147	6.62×10 ³
7	rest	24.5	0.25	0.22	141	3.09×10 ³
C8	rest	33	0.98	0.25	129	3.09×10 ³
D9	rest	33	1.27	0.27	131	2.91×10 ³
E10	rest	36	0.65	0.52	132	1.51×10 ³
11	rest	36	0.65	0.90	144	0.76×10 ³

3.1 3원공정 조성에서의 GL/R값과 응고조직

Fig.3은 초기조성이 공정인 Al-Cu-Ni 3원 합금을 0.23mm/min의 속도로 인발한 시편의 횡단 및 종단 조직이다. Table1.에 보인 것처럼 이때의 온도구배(GL)은 137.5°C이며, α(Al)상과 θ(CuAl₂)상이 층상으로 배열하여 있고, τ(Al₆Cu₃Ni)상이 삼각형에 가까운 봉상으로 3상 공정조직임을 알 수 있다.¹²⁾

Fig.4.는 초기 조성이 3원 공정인 Al-Cu-Ni 3원 합금을 0.49mm/min의 속도로 인발한 시편의 횡단 및 종단 조직이다. 이때의 GL/R값은 1.62×10³°C sec/mm²인데 cell과 cell사이의 경계구역에 조대한 정출상으로 된 3상 공정 colony조직이 형

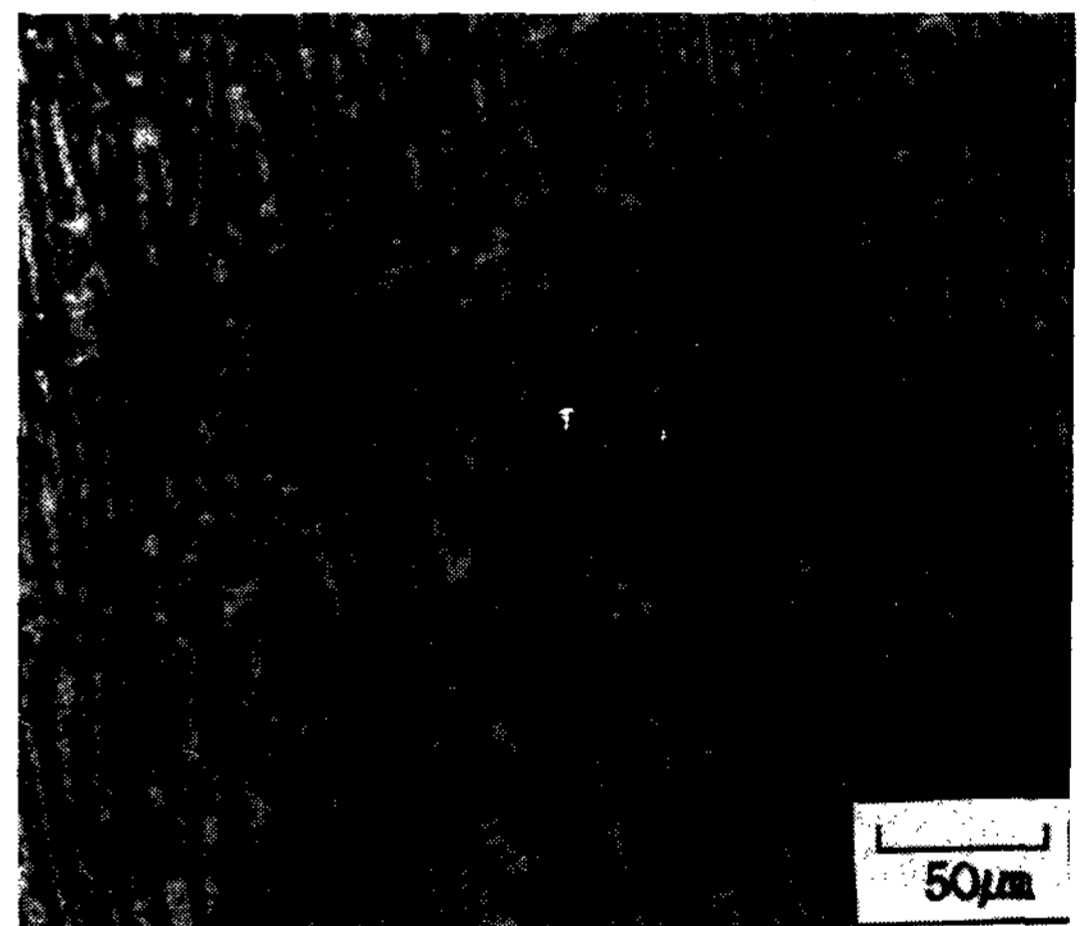
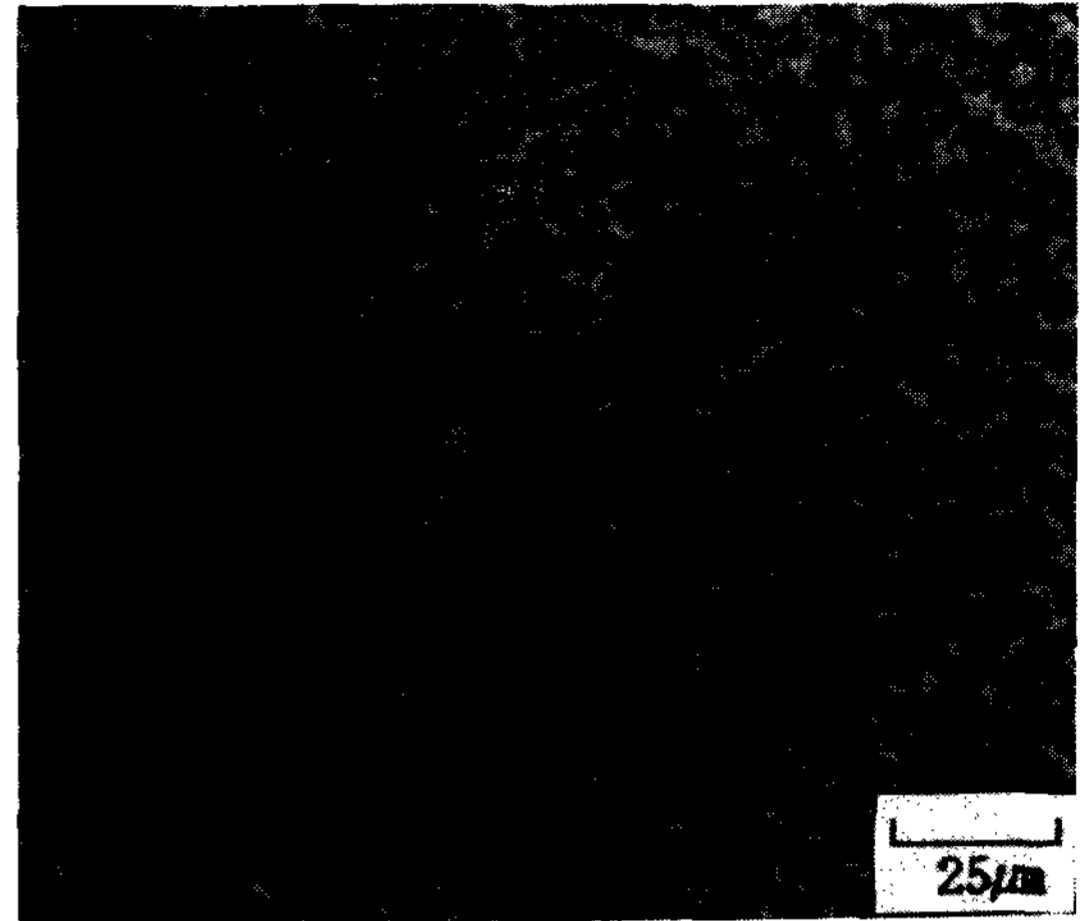


Fig. 3. Microstructure of Al-Cu-Ni ternary eutectic composite.

GL/R=3.59×10³°C sec/mm²(R=0.23mm/min)

(a) transverse section

(b) longitudinal section

성된 것을 알 수 있다.¹³⁾ 또 Flemings등¹⁴⁾은 Al-Cu-Ni 3원 합금의 일방향응고 실험에서 3원 공정 tie triangle 내의 합금들은 대체로 비평면 계면으로 응고할 때에 덴드라이트 조직을 갖지만, Al-16.8at% Cu-0.52at% Ni의 GL/R값이 낮은 시편에서만 3상 colony조직이 생겼다고 보고하였다. 이는 단순한 Al-Cu 2원 공정합금의 경우 R이 클 때 즉 G/R값이 작을 때에 colony 조직이 형성되는 것에 대한 Davis의 이론으로 설명할 수 있다.¹⁵⁾ 즉

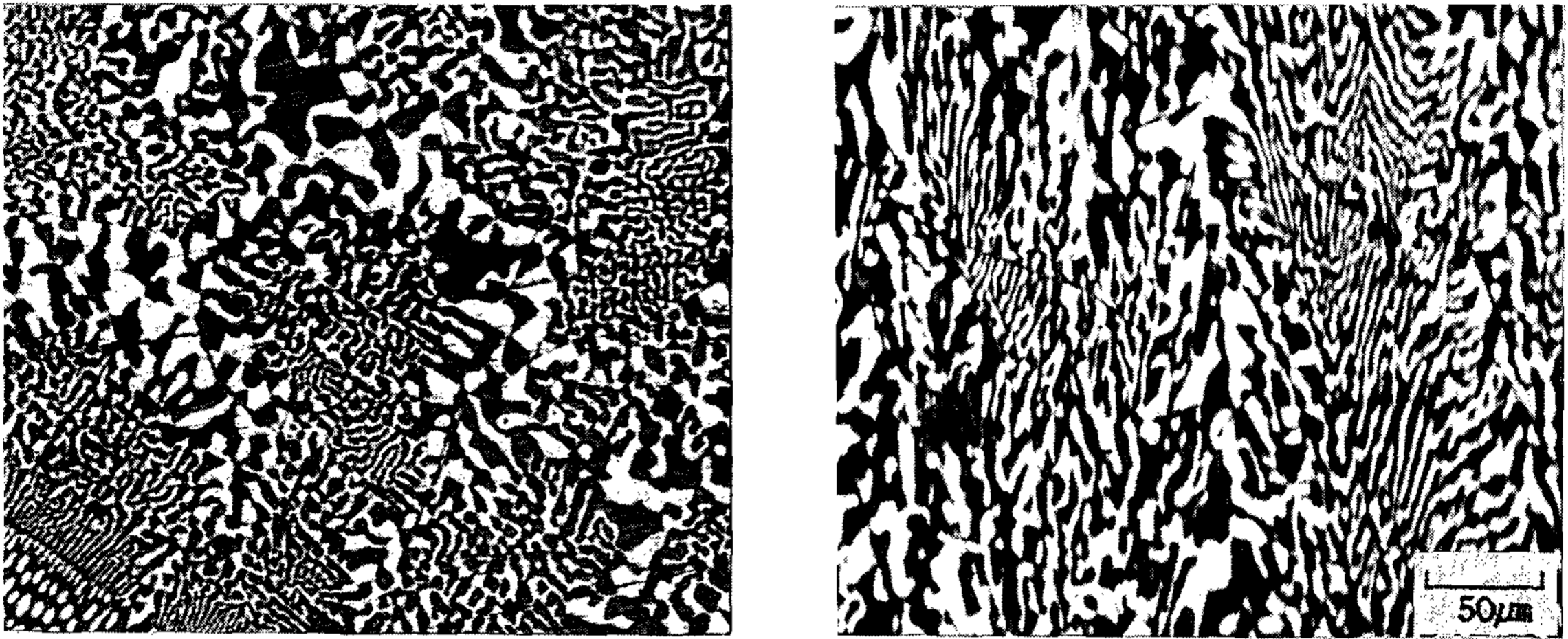


Fig. 4. Microstructure of Al-Cu-Ni eutectic composite.
 $G_L/R=1.62 \times 10^3 \text{ } ^\circ\text{C sec/mm}^2$ ($R=0.49\text{mm/min}$)
 (a) transverse section (b) longitudinal section

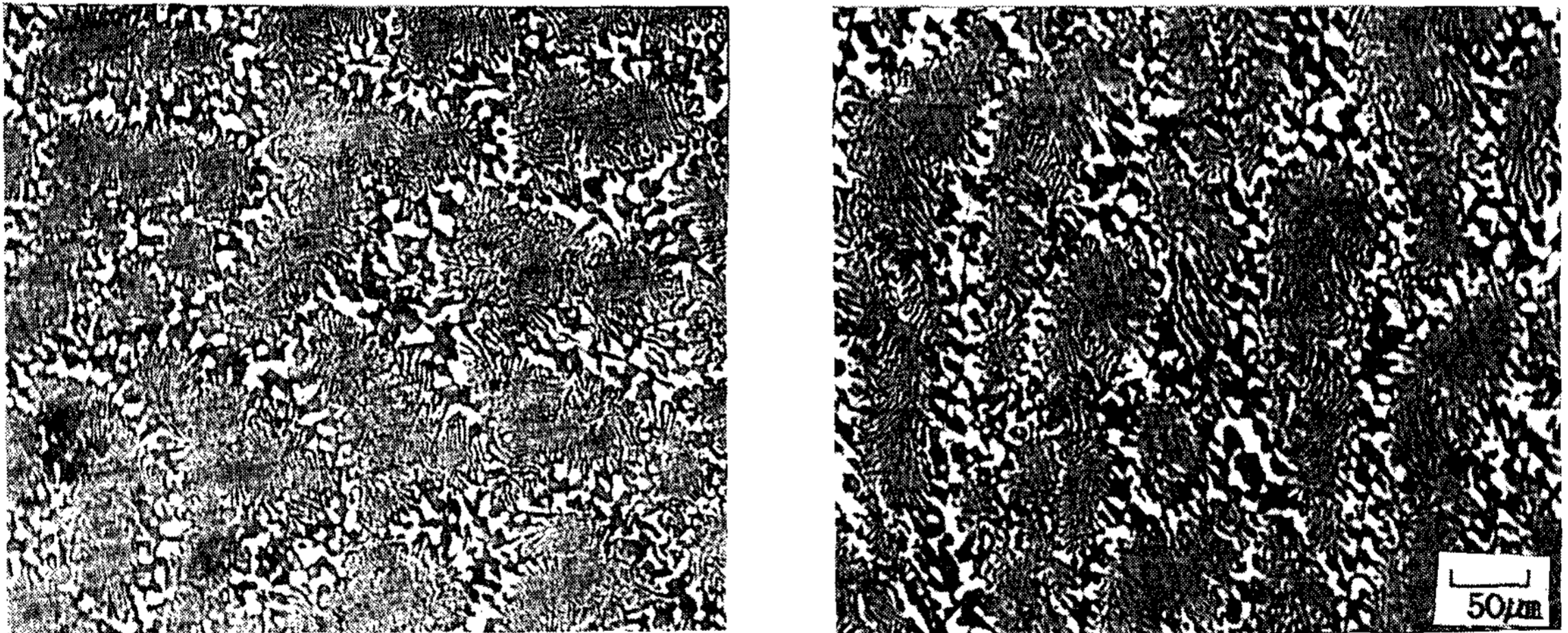


Fig. 5. Microstructure of Al-Cu-Ni ternary eutectic composite.
 $G_L/R=0.12 \times 10^3 \text{ } ^\circ\text{C sec/mm}^2$ ($R=5.20\text{mm/min}$)
 (a) transverse section (b) longitudinal section

응고속도가 빠르면, 정출상의 성장속도에 비해 확산속도가 느린 용질원자가 충분히 확산되지 못하여 새로운 핵으로 작용하기 때문에 단순한 colony 조직이 형성된다.¹³⁾ 그러나 Fig.4.(a)의 횡단조직에서는 3상 colony 부근의 조대한 정출상에 Cu-rich의 과공정구역에서 facet로 성장하는 θ 상의 덴드라이트가 함께 정출하였다. 이는 Al-Cu-Ni 3원 공정의 경우에 colony내부 정출상의 성장속도에

비해 용질원자의 확산 속도가 느린 cell경계 부위의 액상에서 용질, 특히 Cu양이 부분적으로 증가하여 편석에 의한 Cu-rich의 조성이 생기면서 이것이 facet성장을 한 것으로 생각된다. 한편 Hamer, R 등은¹⁶⁾ θ 상 (CuAl_2)이 Cu-rich의 액상에서는 facet 성장을 하지만 공정조성에서는 non-facet 성장을 한다고 하였다.

Fig.5.은 Fig.3,4.와 동일한 조성에서 5.20mm /

min의 빠른 속도로 인발한 시편의 횡단 및 종단 조직이다. Fig.4.와는 달리 종단 조직이 횡단의 colony 조직을 길이방향으로 늘린 듯한 모양의 cell을 형성하고 있음을 볼 수 있다.

Fig.3,4및 5.를 함께 비교해 보면, Fig.3 과 같이 평면 계면을 가지고 응고했을때에는 τ상의 존재가 분명히 나타났지만, Fig.4.와 Fig.5.에서는 τ상의 존재가 잘 확인되지 않았다. 이러한 현상은 Fleming 등¹⁴⁾의 실험에서도 Al 17.5% Cu-0.31% Ni의 composite에서 나타난 바 있다 한편 Hane-

mann과 Schrader¹⁷⁾ 등은 α+θ의 2상만을 나타내는 3원공정 조성의 sand castig 사진을 제시하고, 이 시편을 며칠간의 3원공정 온도하에서 열처리하였더니 sand casting에서 τ상이 나타났다고 보고하였다. 이러한 사실을 인용하여 Flemings 등¹⁴⁾은 Al-Cu-Ni의 composite에서 τ상이 나타나지 않은 이유를, 평형상에서 나타나지 않는 Ni이 α와 θ상에서 과포화된 고용체로 나타나기 때문이라고 추정적으로 설명하였다.

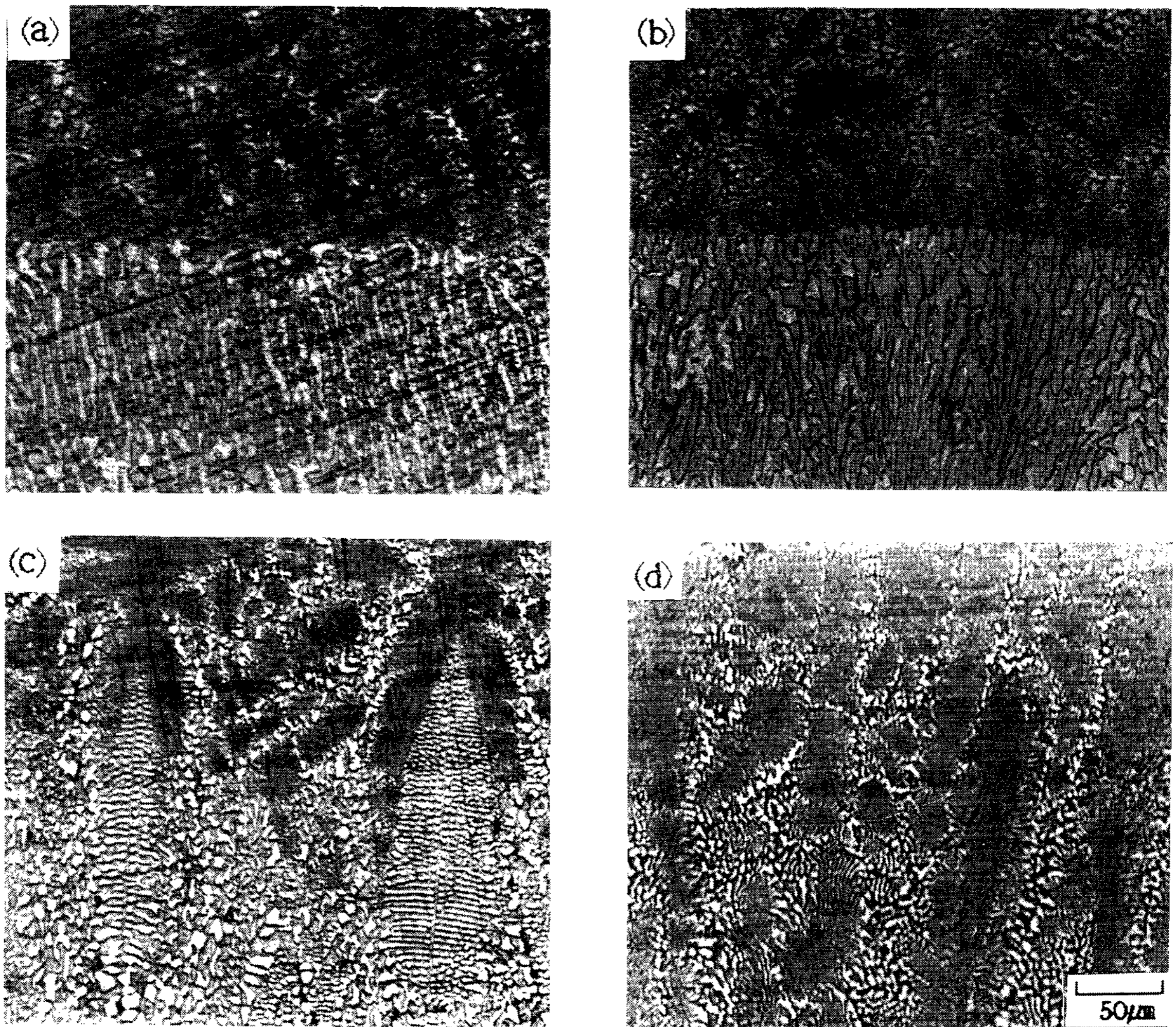


Fig. 6. Solid-liquid interface of Al-Cu-Ni ternary eutectic alloy.

- (a) $G_L/R=3.59 \times 10^3 \text{Csec/mm}^2 (R=0.23\text{mm/min})$
- (b) $G_L/R=1.62 \times 10^3 \text{Csec/mm}^2 (R=0.49\text{mm/min})$
- (c) $G_L/R=0.44 \times 10^3 \text{Csec/mm}^2 (R=1.43\text{mm/min})$
- (d) $G_L/R=0.12 \times 10^3 \text{Csec/mm}^2 (R=5.20 \text{mm/min})$

3.2 Al-Cu-Ni 3원공정합금의 고-액 계면

Fig.6.은 초기조성이 3원공정인 Al-Cu-Ni 3원합금의 각 응고조건에 따른 고-액 계면의 변화를 나타낸 것이다.

(a)는 G_L/R 값이 $3.59 \times 10^3 \text{ }^\circ\text{C sec/mm}^2$ 일 때의 고-액 응고계면으로 planar계면을 유지하고 있다. 이때의 횡단 및 종단 조직은 α 상과 θ 상의 2상이 층상으로 배열하여 있고, 이들사이에 삼각형에 가까운 τ 상이 봉상으로성장한 3상 공정 조직임을 Fig.4.에서 확인하였다. (b), (c)로 G_L/R 값이 작아 지면서 평면계면이 파괴되어 cell계면으로 변화하고 있으며, G_L/R 값이 매우 낮은 (d)의 경우 cell 경계는 명확하지만 계면이 거의 구분되지 않고 있다.

Flemings등¹⁾은 3원계에서 1-, 2-, 3상 응고에 관한 계면 안정성의 일반식을 구하였는데, 그식은 다음과 같다.

$$\frac{G}{R} \geq - \frac{[pD_{nn} - sD_{nm}][C_{Lm}^* - C_{om}] + [sD_{mm} - pD_{mn}][C_{Ln}^* - C_{on}]}{D_{mm}D_{nn} - D_{mn}D_{nm}} \quad [1]$$

여기서

p: 상수 C_{Lm} 에서 액상 표면의 기울기

s: 상수 C_{Ln} 에서 액상 표면의 기울기

C_{Lm}^* : S-L 계면에서의 m농도

C_{Ln}^* : S-L 계면에서의 n농도

D_{mm} , D_{nn} : m과 n의 액상에서 용질의 on-diagonal 확산계수

D_{mn} , D_{nm} : m과 n의 액상에서 용질의 off-diagonal 상수

3상합금의 경우 성장하는 고상 전면과 평형에 있는 액상은 3원 공정을 이루고, 따라서 C_{Lm}^* 과 C_{Ln}^* 은 각각 3원 공정 조성 C_{Em} 과 C_{En} 으로 주어진다. 이때 확산반응을 무시하면 off-diagonal 확산계수 D_{mn} 과 D_{nm} 은 0이므로 식 [1]은

$$\frac{G}{R} \geq - \frac{p[C_{Lm}^* - C_{om}]}{D_{mm}} - \frac{S[C_{Ln}^* - C_{on}]}{D_{nn}} \quad [2]$$

으로 되고, 여기서 $C_{Lm}^* = C_{Em}$, $C_{Ln}^* = C_{En}$ 이므로

$$\frac{G}{R} \geq - \frac{p[C_{Em} - C_{om}]}{D_{mm}} - \frac{S[C_{En} - C_{on}]}{D_{nn}} \quad [3]$$

으로 된다.

Al-Cu-Ni 3원 합금에서 Hanemann과 Schrader¹⁷⁾는 3상 공정 부근에서의 α 표면과 τ 표면에 대하여 p와 s의 값을 구하였는데, α 표면에 대한 값은 $p=5.17$, $s=-2.50^\circ\text{C/at.}\%$ 이고, τ 표면은 $p=5.61$, $s=51.4^\circ\text{C/at.}\%$ 였다.

3.3 과공정 조성에서의 응고 조직

Fig.7은 Al-Cu-Ni 3원 합금의 Al-rich 조성인 Al-24.5wt%Cu-0.25wt%Ni 합금을 0.22mm/min의 속도로 인발한 결정의 계면과 횡단 및 종단

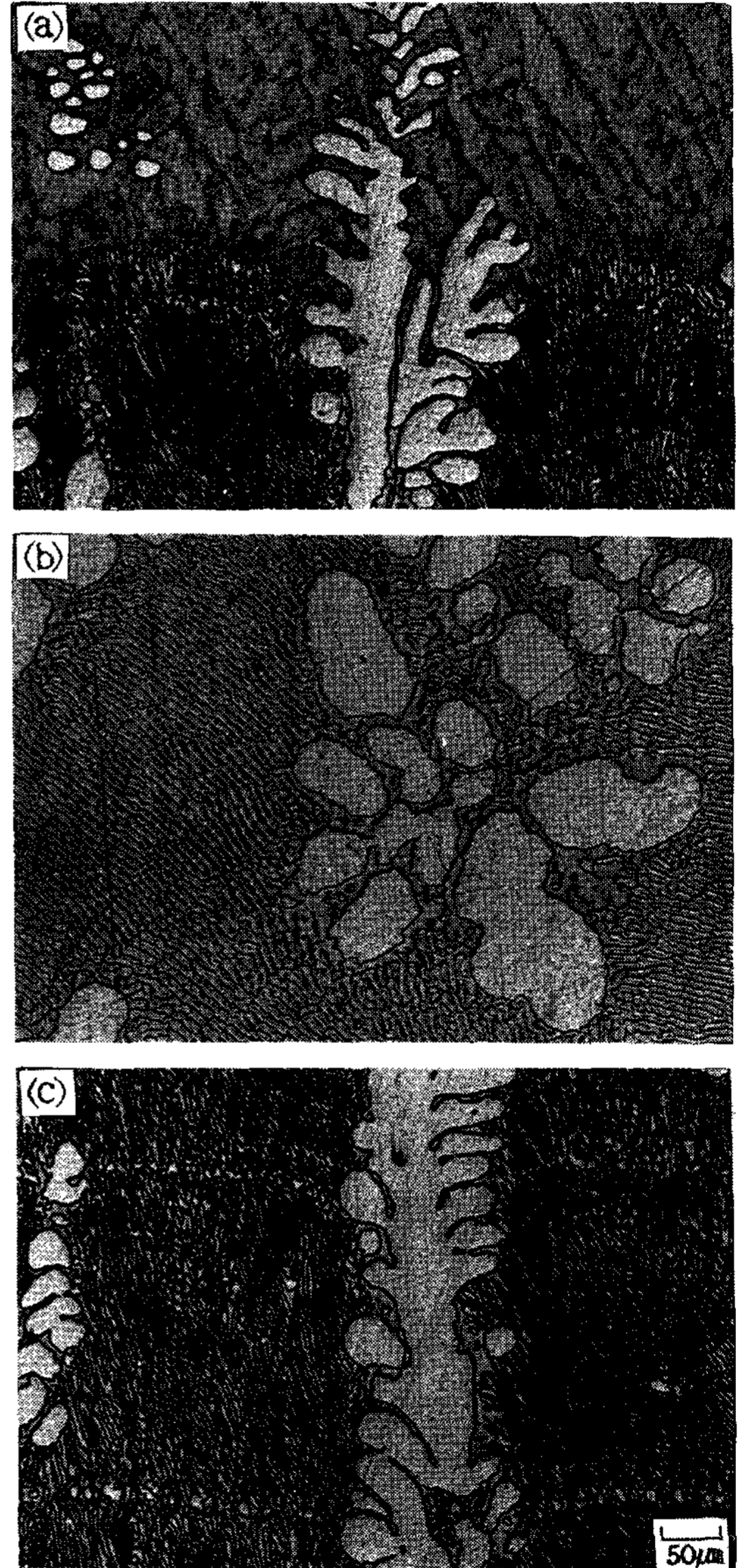


Fig. 7. Solid-liquid interface and microstructures of Al-32.9wt%Cu-0.98wt%Ni ternary alloy. $G_L/R=3.79 \times 10^3 \text{ }^\circ\text{C sec/mm}^2$ ($R=0.22\text{mm/min}$)
 (a) solid-liquid interface
 (b) transverse section
 (c) longitudinal section

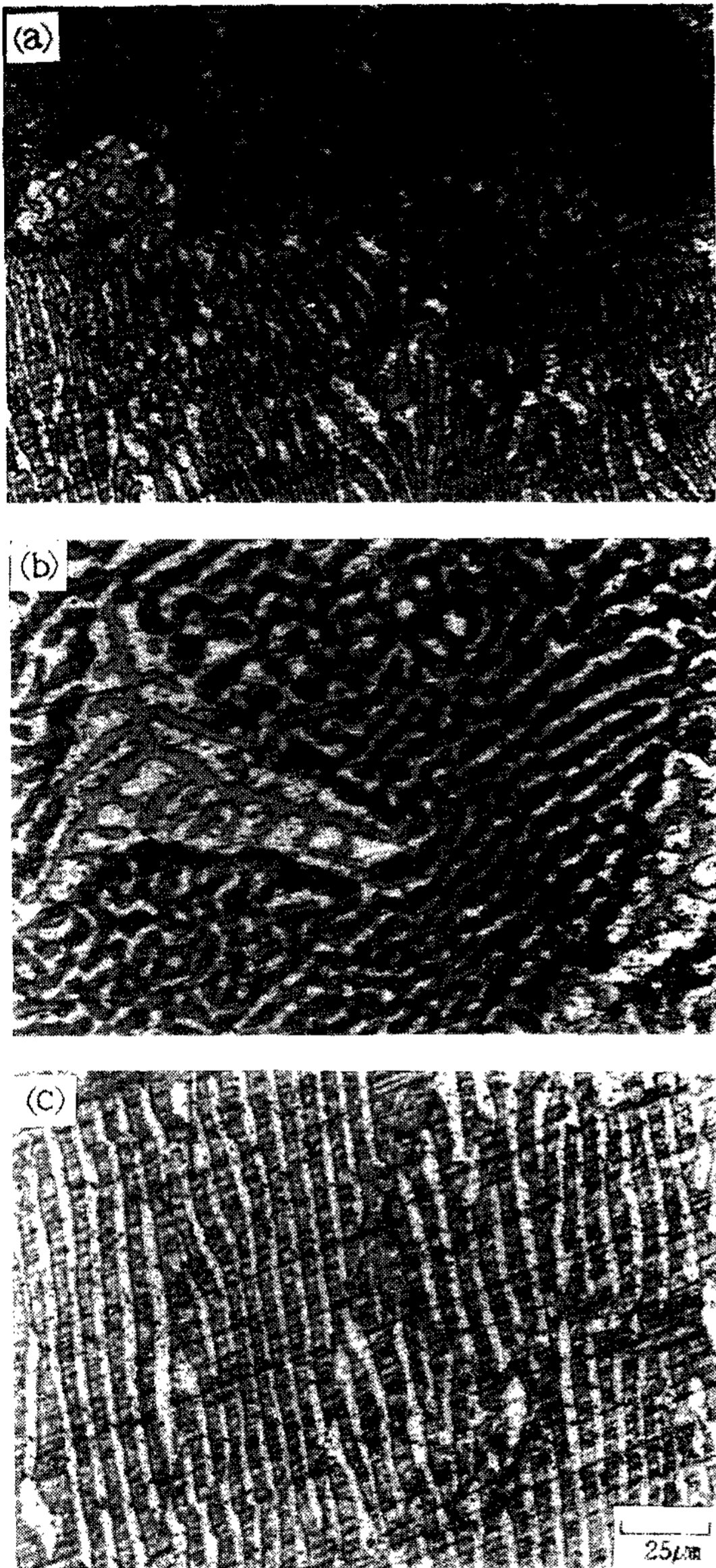


Fig. 8. Solid-liquid interface and microstructures of Al-32.9wt%Cu-0.98wt%Ni Ni-rich hypereutectic alloy. $G_L/R=3.09 \times 10^3 \text{ } ^\circ\text{C sec/mm}^2$ ($R=0.25 \text{ mm/min}$)
 (a) solid-liquid interface
 (b) transverse section
 (c) longitudinal section

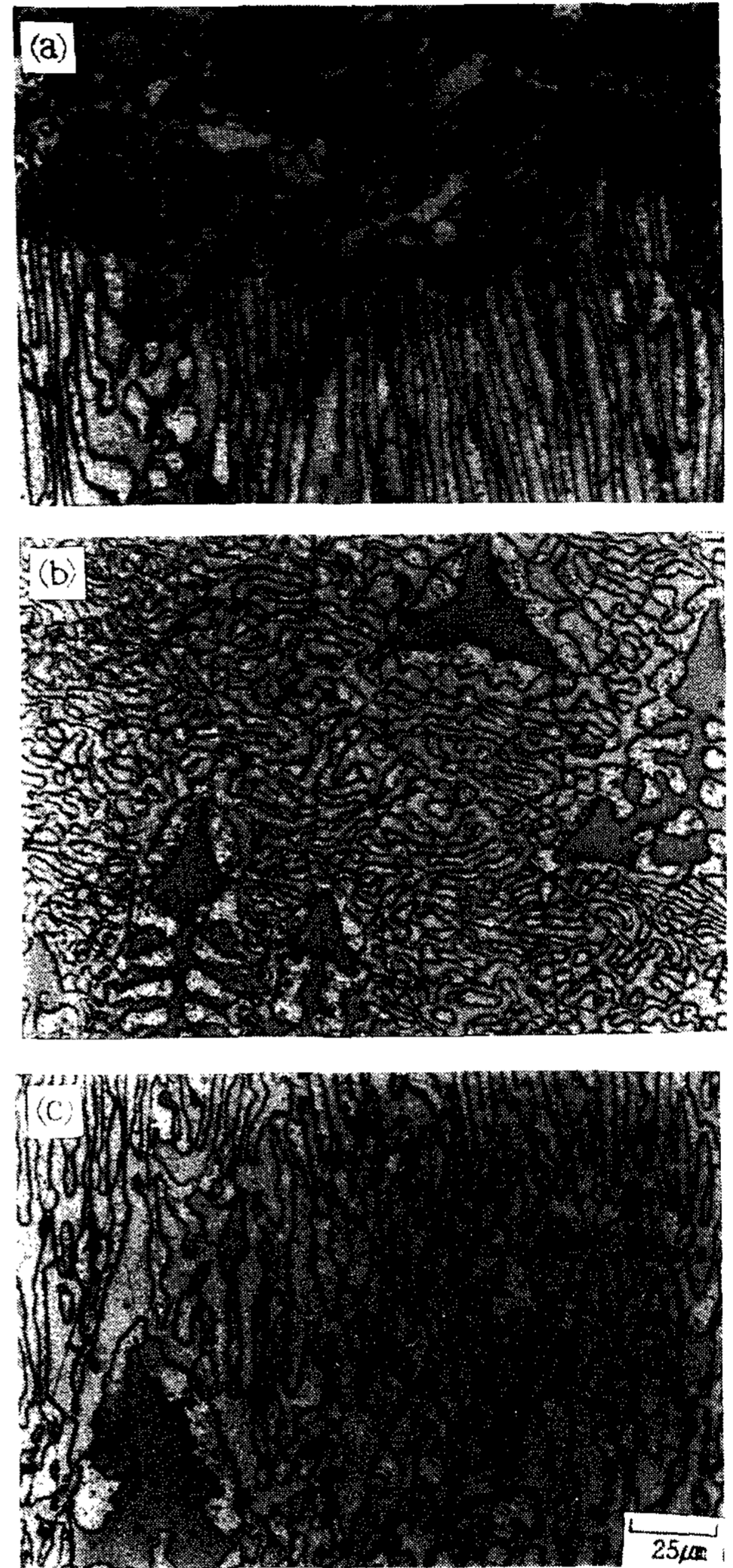


Fig. 9. Solid-liquid interface and microstructures of Al-32.9wt%Cu-1.27wt%Ni Ni-rich hypereutectic alloy. $G_L/R=2.91 \times 10^3 \text{ } ^\circ\text{C sec/mm}^2$ ($R=0.27 \text{ mm/min}$)
 (a) solid-liquid interface
 (b) transverse section
 (c) longitudinal section

조직이다. Fig.7.(a)에서는 $\alpha(\text{Al})$ 상의 덴드라이트가 선행상으로 우선 성장하여 고-액 계면으로부터 돌출해¹³⁾ 있는 것을 확인 할 수 있다. 이때의

G_L/R 값은 $3.79 \times 10^3 \text{ } ^\circ\text{C sec/mm}^2$ 이었다. 또 이와 동일 조성에서 $G_L/R=6.62 \times 10^3 \text{ } ^\circ\text{C sec/mm}^2$ ($R=0.13 \text{ mm/min}$)의 보다 안정된 조건으로 주조

한 #7의 시편에서도 같은 형태의 덴드라이트가 성장하였는데, 이로부터 과공정 조성 영역에서의 조직형태가 응고속도나 GL/R 값보다는 조성의 변화, 즉 확산경로에 의해 지배된다는 것을 알 수 있다. 그리고 이들 합금은 α 액상 표면으로부터 3상 공정으로 접근하는 확산경로를 갖지만, 엄격히 덴드라이트의 뿌리에서 공정이 평면계면으로 성장하지는 않는다. 따라서 덴드라이트 근처의 좁은 지역에서는 항상 눈에 보일 정도로 패인 곡률계면이 존재한다.¹²⁾

Fig.8.은 Al-32.9wt% Cu-0.98wt% Ni 합금의 조직이며, Fig.9.는 일정한 Cu량에 대하여 Ni량을 증가시킨 Al-32.9wt% Cu-1.27wt% Ni합금을 인발한 것이다 이들 조성은 모두 Al-Cu-Ni 3원 상태에서 2분포화선에 대하여 Ni-rich의 과공정이다. 이들의 인발속도는 각각 0.25mm/min와 0.27mm/min이며, GL/R 값도 $3.09 \times 10^3 \text{ }^\circ\text{C sec/mm}^2$ 와 $2.91 \times 10^3 \text{ }^\circ\text{C sec/mm}^2$ 로서 별로 차이가 나타나지 않는다. (a)는 고-액 계면, (b)는 횡단, (c)는 종단 조직의 사진이다. Fig.8.과 Fig.9. 모두에서 τ 상의 덴드라이트가 성장하였는데 이들 τ 상은 모든 성장 조건과 조성에서 3각형 또는 삼각성상 (three pointed star-like)의 단면을 가지고 성장한다.¹⁴⁾ Bown¹⁸⁾은 이에 대하여 τ 상의 결정구조는 마름모꼴이며, 8개 입방체중 중심에서 6개의 무거운 원자들로 body-diagonal을 따라 축적된 8개 입방체의 Al원자들로부터 마름모꼴 cell이 형성된다고 제안하였다. 이 마름모꼴 cell을 작은 입방체의 body-diagonal에 수직으로 자르면 삼각단면인 (111)면에 일치한다. 따라서 τ 상은 작은 입방체의 body-digonal들이 성장방향으로 정렬되는 것처럼 성장한다. Fig.8.과 Fig.9.에서는 모두 $\alpha+\tau$ 의 2상 덴드라이트 외에도 주변에 많은 양의 α 상을 가진 τ 상의 단상 덴드라이트가 성장하였다. 이는 Ni량의 증가에 따라 τ 상의 단상 덴드라이트 성장이 더 촉진되는 것이라고 판단된다. dendrite-composite 천이값에 대하여 낮은 GL/R 값에서, 조직은 ① 2상 ($\alpha+\tau$) 덴드라이트와, ② α 로 둘러싸인 단상 τ 덴드라이트, ③ 덴드라이트를 둘러싸는 $\alpha+\theta$ 2상 라멜라 영역, ④ 3상 조직의 central inter dendritic 영역으로 구성되어있다. 그러나 Flemings등¹⁴⁾에 따르면 G/R 값이 증가하는데 따라서 2상($\alpha+\tau$)덴드라이트가 사라지고 덴드라이트 volume은 감소한다. 그리고 dendrite-composite 천이값보다 작으면서 근접한 G/R 값에서는 단상

덴드라이트만이 나타난다. 이것은 2분포화선상에 있는 합금들의 확산 경로가 τ -액상표면에서의 공정에 접근하기 때문이다.^{1),14)} 덴드라이트에 인접한

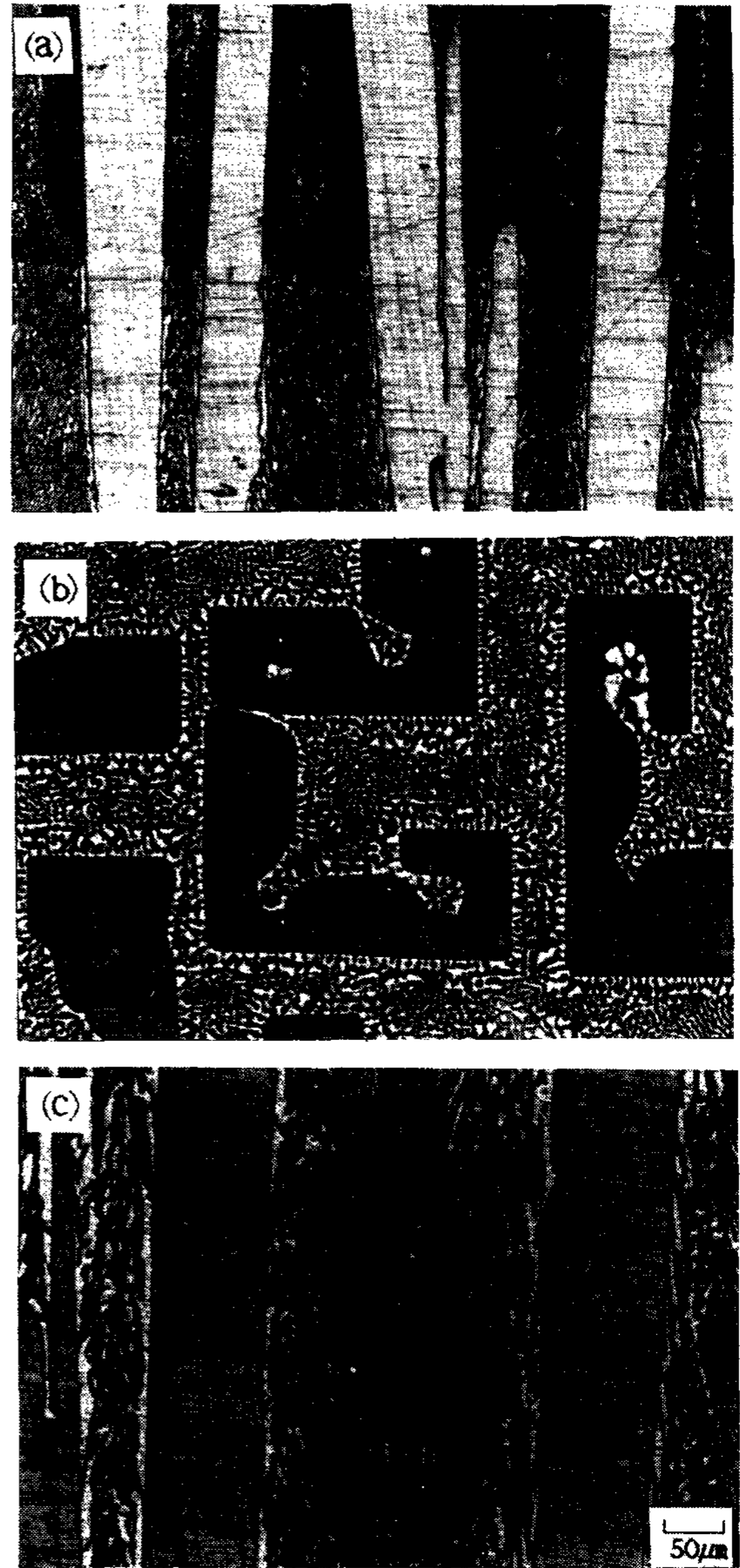


Fig. 10. Solid-liquid interface and microstructures of Al-36wt%Cu-0.65wt%Ni Cu-rich hypereutectic alloy. $GL/R=1.51 \times 10^3 \text{ }^\circ\text{C sec/mm}^2$ ($R=0.52\text{mm/min}$)
 (a) solid-liquid interface
 (b) transverse section
 (c) longitudinal section

2상 ($\alpha+\theta$) 영역은 모든 G/R 값의 범위에서 존재한다. 또 G/R값이 증가하는데 따라서 중앙의 inter-dendritic영역에서는 τ 상의 양이 증가한다.¹⁴⁾

<Fig.10>

Fig.10.은 Fig.2.의 Al-Cu-Ni 3원 상태도에서 Cu-rich 영역인 Al-36wt%Cu-0.60wt%Ni 합금을 0.52mm/min 속도로 인발한 시편의 계면과 횡단 및 종단조직 사진이다. 계면 및 종단조직 사진에서 θ 상 (CuAl_2)의 덴드라이트가 우선 성장한 것을 알 수 있다. 그리고 이들 θ 상 (CuAl_2)이 Cu-rich의 액상에서 facet 성장한다는 Hamer. R등¹⁶⁾의 주장대로 Fig.10.(b)의 횡단조직에서는 θ 상이 규칙성있게 facet로 성장하였다.

4. 결론

상향식 연속주조법을 사용한 Al-Cu-Ni 3원 합금의 조성과 응고 조건에 따른 미세조직 및 고-액 계면의 형태와 안정성에 관한 연구에서 다음과 같은 결론을 얻었다.

- 1) 초기 조성이 3원 공정인 Al-Cu-Ni 3원 합금에 대하여 본 실험에서는 G_L/R 값이 $3.59 \times 10^3 \text{ }^\circ\text{C sec/mm}^2$ 인 조건에서 평면 계면을 유지하며, α 상(Al)과 θ 상(CuAl_2)이 층상을 이루고 τ 상 ($\text{Al}_6\text{Cu}_3\text{Ni}$)이 삼각형 모양의 봉상으로 정렬된 Al-CuAl₂-Al₆Cu₃Ni의 3상 공정조직을 연속 제조할 수 있었다.
- 2) 초기 조성이 3원 공정인 Al-Cu-Ni 3원 합금에 대하여 G_L/R 값이 $1.62 \times 10^3 \text{ }^\circ\text{C sec/mm}^2$ 이하의 조건에서는 3상 공정의 colony 조직이 형성되었다.
- 3) 초기 조성이 3원 공정인 Al-Cu-Ni 3원 합금의 colony조직에서는 cell 경계부위의 조대한 정출상 사이에 부분적으로 θ 상 (CuAl_2)이 facet성장을 하였다. 이는 빠른 성장속도에 비해 용질원자의 확산속도가 느려서 편석에 의한 과공정 영역이 생겼기 때문인 것으로 사료된다.
- 4) Al-Cu-Ni 과공정 조성에서는 Al-rich, Ni-rich, Cu-rich의 경우, 각각 α 상(Al), τ 상 ($\text{Al}_6\text{Cu}_3\text{Ni}$) 및 θ 상(CuAl_2) 덴드라이트가 우선 성장하였다. 이때 공정조성에서 non-facet로 성장했던 θ 상은 과공정조성에서는 facet로 성장하였다.
- 5) Ni-rich의 Al-Cu-Ni 과공정 조성에서는 α

$+\tau$ 의 2상 덴드라이트와 τ 상의 단상 덴드라이트가 성장하였는데, Ni량의 증가에 따라 τ 상의 단상 덴드라이트 성장이 촉진되었다. τ 상은 모든 성장 조건과 조성 하에서 삼각형 또는 삼각성상(three pointed star)like)으로 성장하였다.

참 고 문 헌

1. M.D.Rinaldi, R.M.Sharp, and M.C.Flemings ; Met. Trans. vol.3(1972), 3133-3138
2. 渡邊 勝也, 福地 正明 : 金屬, vol. 158. No.3 (1988), 28-31
3. 權奇鈞, 鮮于國賢, 李啓完 : 주조, 第10卷 第1號 (1990), 57-63
4. 權奇鈞, 洪俊杓, 李啓完 : 주조, 第10卷 第1號 (1990), 50-56
5. H.W.Kerr, A.Plumtree, and W.C.Winegard : J. Inst. Metals, vol. 93(1964-65), 63
6. D.J.S.Cooksey, S.Hellawell : J. Inst. Metals, vol.95(1967), 183
7. E.M.Breinan, E.R.Thompson : Metallurgical Transactions. 3 (1972), 221-234
8. A.Ohno : J. Metals, vol. 38(1986), 14
9. 大野篤美 : 日本特許 第1049146號
10. 大野篤美 : 日本金屬學會會報, Vol. 23. No.9 (1984), 773
11. 鮮于國賢, 洪俊杓 : 大韓金屬學會誌 第27卷 第4號 (1989), 374
12. 和泉修, 諸住正太郎, 寺澤正貳 : 金屬組織寫真集 非鐵材料編, (1972) 日本金屬學會, 13
13. 金永基 : 漢陽大學校 大學院 金屬工學科 碩士學位論文 (1986), 13
14. M.D.Rinaldi, R.M.Sharp, and M.C.Flemings : Met. Trans. vol.3 (1972), 3139-3148
15. V. Davis : J. Inst. Metals, Vol.93(1964),10
16. Hamar, R & Lemaignan, C : J. Cryst. Growth. 53, 586 (1981)
17. H. Hanemann & A. Schraedr : Atlas Metallographicus III, (1952), Vol. 2.