

論 文

(이 논문은 1985 년도 문교부 학술연구 조성비에 의하여 연구되었음.)

Sn-Zn 共晶合金의 凝固速度에 따른 組織과 機械的 性質에 관한 研究

李周炯** 李啓完*

A Study on the Morphologies and Mechanical Properties of Sn-Zn Eutectic Alloys

K. W. Lee, J.H. Lee

ABSTRACT

The structures and mechanical properties of unidirectionally solidified Sn-Zn eutectic alloys have been examined over the growth range 7mm/h to 6,000mm/h.

The structures of unidirectionally solidified Sn-Zn eutectic alloys were primarily broken-lamellar at growth rates below 760mm/h and became fibrous at higher growth rates above that. At a growth rate 3,084mm/h the structures were fibrous only. There is no dendrites at any growth rates, but occasionally ribbon-like morphologies were seen. The under cooling increased parabolically with growth rate increase.

The hardness of specimes increased with growth rates increase but heat-treated specimen decreased after growth rates 760mm/h and became constant value. The effect of heat-treatment was good at lower growth rate. At room temperature tensile strength increased with growth rates up to R=990mm/h and then tensile strength became near-constant value. The effect of heat-treatment was well at lower growth rate.

1. 緒論

共晶組成合金의 凝固현상에 대한 研究는 1950 年代 부터 활발히 進行되어 왔으나, 아직도 研究하여야 할 부분이 많이 남아있다.

共晶組成의 合金을 一方向凝固에 의하여 成長시키면 그 成長速度에 따라서 여러 組織이 나타나는데, 보편적으로 미세하고 결함이 없는 共晶組織을 얻었을 때 機械的, 物理的 性質이 향상된다.

Chadwick¹⁾에 의하면, 共晶組成의 凝固에 있어서, 固體-液體 界面에서의 凝固樣相이 faceted인가 non-

faceted인가를 결정하는 것은 각 成分의 熔融엔트로피의 크기에 의해서 결정되며 높은 熔融엔트로피를 갖는 成分은 non-faceted하게 形成되고, 낮은 熔融엔트로피를 갖는 成分은 non-fadedetd하게 形成된다고 한다.

따라서 높은 熔融엔트로피를 갖는 成分과 낮은 熔融엔트로피를 갖는 두成分이 동시에 凝固하면 faceted-nonfaceted한 凝固樣相을 나타내며, 대표적인 合金으로는 Al-Si²⁾가 있으며 그외에도 Pb-Sn³⁾, Zn-Ge⁴⁾, Pb-Cd, Sb-Ge 및 Cd-Ge 등이 있다.

Sn-Zn 共晶合金의 경우도 이와같은 凝固樣相을 나타내며, anomalous eutectics는 faceting pha-

** 한양대학교 공과대학원생
* 한양대학교 공과대 교수

se의 부피분율 (V_F)의 증가에 따라서,

1. Broken-Lamellar
2. Irregular
3. Complex regular
4. Quasi-regular의 4가지 形態로 크게 구분할 수 있다.

S_n-Z_n 共晶合金의 경우 faceting lamellar phase의 부피분율 (V_F)은 약 8.3%이고 나머지는 non-faceted라고 보고되고 있다.

이때 S_n 이 많은 기지조직은 體心六方 結晶構造 ($a = 5.831 \text{ \AA}$, $c = 3.182 \text{ \AA}$)를 가지며, lamellar는 거의 대부분이 순수한 Z_n 으로 되어있고 稠密六方 結晶構造 ($a = 2.664 \text{ \AA}$, $c = 4.947 \text{ \AA}$)를 가진다.

따라서 共晶組織을 이루는 두 成分의 結晶構造가 차이가 남에 따라 두 成分간의 기지조직에 constraint가 일어난다.

本 研究에서는 凝固速度를 7 mm h^{-1} 에서 $6,000 \text{ mm h}^{-1}$ 로 변화시켜 그때 나타난 組織과 그 組織의 機械的 性質을 조사하였다.

2. 實驗方法

2-1 試料

本 實驗에서는 日本에서 수입한 99.9% S_n 과 Z_n 을 試料로 사용하여 S_n-Z_n 系의 狀態圖에서 共晶組成의 合金이 되게 분말의 S_n 과 Z_n 을 秤量하여 원하는 組成을 맞추었다.

試片의 分析은 試片 中の Z_n 의 含量을 濕式分析으로 측정하였고 나머지를 S_n 으로 하였으며 그 이외의 不純元素는 微量이었으므로 本 實驗에서는 무시하였다.

2-2 實驗裝置 및 試片製作

本 實驗에서는 Sn-8.6wt.%Zn 共晶合金의 凝固는 一方向 凝固裝置를 사용하였으며 그 構造는 Fig.1과 같다.

試料는, 600°C 에서 熔融되지 않는 서독제 Duran tube에 넣어서 試片으로 製作하였으며 그 構造는 Fig.2와 같다.

試片의 製作은 一回分 약 60g (8.6wt.%Zn)을 내경 6mm의 Duran tube에 분말로 投入한 後 아르

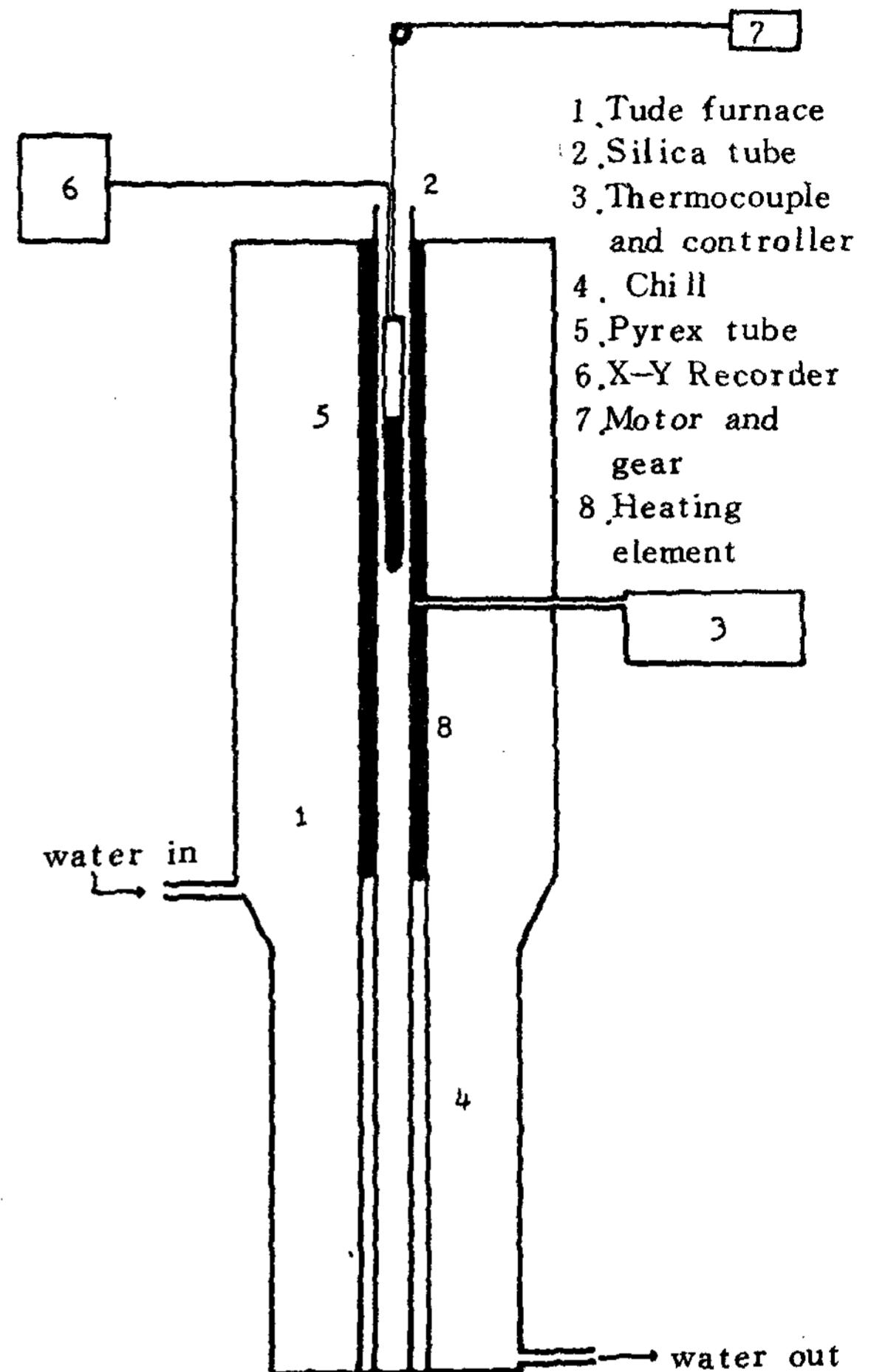


Fig.1 Schematic diagram of the apparatus for unidirectional solidification.

곤가스 雰囲気下에서 가스불꽃으로 熔融시켰다.

이때 合金을 均一하게 製作하기 위하여 熔融時연속으로 흔들어 試料가 완전히 凝固할 때까지 아르곤가스 雰圍氣를 維持시켰다.

그후 Duran tube를, 眞空펌프를 사용하여 약 10^{-3} Torr.로 眞空봉합을 한 다음 一方向凝固裝置에서 實驗하였다.

本 實驗의 一方凝固裝置는 관상로 내부에 2cm의 silica tube를 넣어 국부적인 온도변화를 줄였으며 水準器를 부착하여 관상로를 수직으로 세운 다음 고정시켰다.

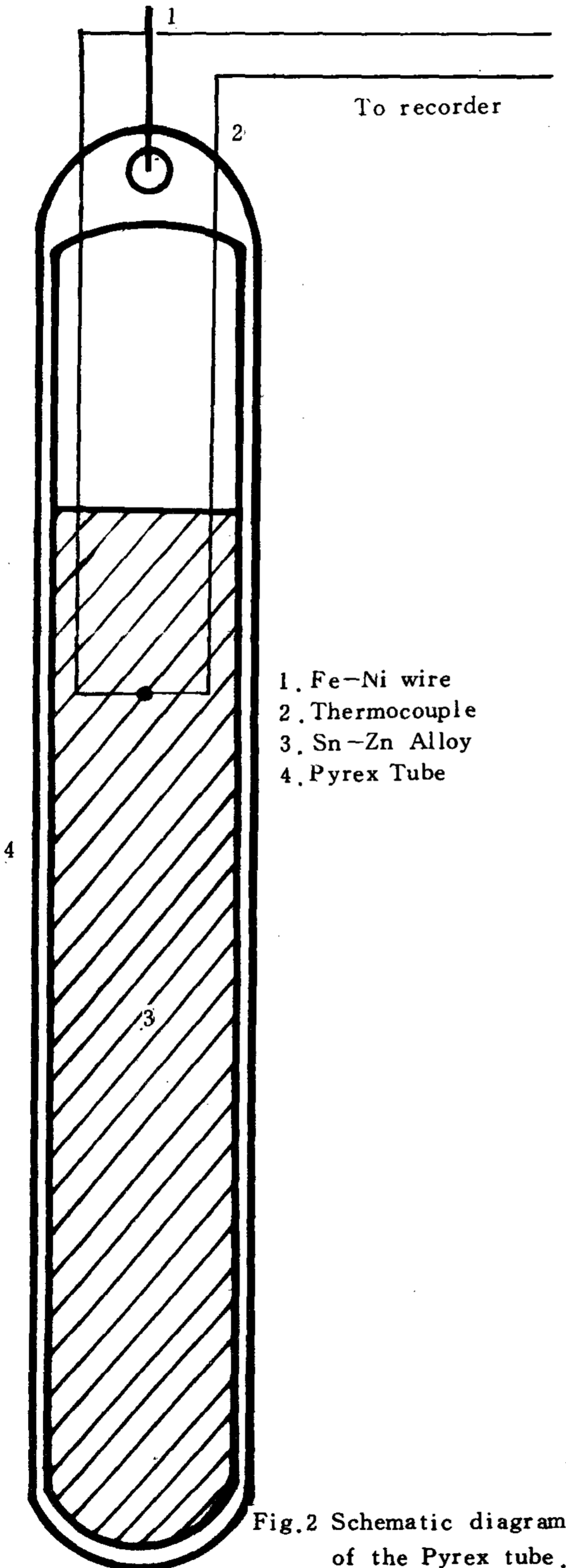


Fig.2 Schematic diagram of the Pyrex tube.

爐의 溫度는 UN-SUCK Digital Controller 를 사용하여 항상 一定하게 유지시켰으며 發熱體 2 cm 하단부에 직경 5mm의 동파이프를 설치하여 수냉시키기 위하여 上入下拔式 수냉법을 사용하였으며 냉각파이프의 외부는 단열 캐스타블 INCT-120S (조선내화주식회사)를 사용하여 외부와의 접촉을 차단하였다.

一方向凝固시킬 때 結晶이 凝固하는 速度(R)는 외부에 연결된 기어와 減速모터로 조절하였으며, 減速모터는 R.P.M.1과 R.P.M.10인 모터를 사용하였다.

Duran tube 상부와의 연결은 高溫에서도 견디며 熱膨脹이 적은 Fe-Ni線 (0.1mm)를 사용하였다.

試片製作은 Duran tube에 眞空봉입된 試料를 降下시키기 전에 450°C에서 30분간 維持시켜 均質化를 시킨 다음 降下시켰다.

凝固速度는 감속모터와 기어를 사용하여 7mm h⁻¹에서 6,000mm h⁻¹사이로 조절하였으며 試片이 완전히 凝固한 다음 Duran tube에서 꺼내어 상부와 하부 각각 3cm를 제거한 다음 硬度 試驗用 試片, 顯微鏡 試驗用 試片, 引張強度 試驗用 試片을 각각 채취하였다.

이때 試片切斷은 열응력과 기계응력으로부터 시편의 組織變化를 방지하고, 원하는 위치에서 精確하게 橫斷面을 관찰할 수 있게 isomet 저속 절단기로 절단한 다음 마운팅하였다.

Sn-Zn 共晶合金의 경우 凝固速度가 낮은 低融點合金이므로 경화제의 사용량을 최소로 하여 硬化時 발생하는 熱에 의한 영향을 줄였다.

2-3 熱分析 試驗

本 實驗에서는 시편의 熱分析을 위하여 0.5mm의 A.C. thermocouple線을 試片의 橫方向에 위치하게 한 다음 RW-11T thermal recorder로 熱分析을 하였다.

熱分析時 roll chart를 이용하여 pen을 固定시키고 chart를 이동시키면서 시간에 대한 熱起電力의 變化를 자기오실로그래프에 記錄하여 과냉도와 냉각곡선을 자동기록 시켰다.

또 精確한 熱分析을 위해 全 電壓範圍를 18 mV에서 36 mV로 하였다.

2-4 組織觀察 및 硬度試驗

試片의 凝固組織을 觀察하기 위하여 먼저 研磨를 하였다.

助研磨를 하기 위하여 # 800 ~ # 1,200 의 研磨紙를 사용하였으며 polishing oil 은 paraffin wax 와 등유를 重湯하여 사용하였다.

微細研磨는 0.3 μm 크기의 알루미나 분말을 사용하여 研磨한 후 1% 질산용액을 사용하여 腐蝕한 다음 olimpus 금속현미경으로 관찰하였다.

凝固速度에 따른 inter lamellar spacing은 凝固方向에 수직인 단면의 微細組織을 Metal hand book의 현미경조직 분석 방법을 사용하여 측정하였다.

또한 기지조직의 硬度를 측정하기 위하여 試片의 橫斷面을 vickers pyramid hardness tester로 측정하였다.

이때 荷重은 300 g 이고 荷重이 걸리는 시간은 10 sec.로 하였으며, 각 10회 이상 측정한 다음 最大值와 最小値는 각각 2개를 제외한 나머지의 平均値를 취하였다.

2-5 熱處理 및 引張試驗

試片의 熱處理는 熱處理爐에서 190°C로 10분간 유지시킨 후, NaCl 이 첨가된 물에 수냉시켰다.

一方向凝固시킨 試片의 引張強度를 측정하기 위하여 結晶成長方向에 平行하게 가공하였다.

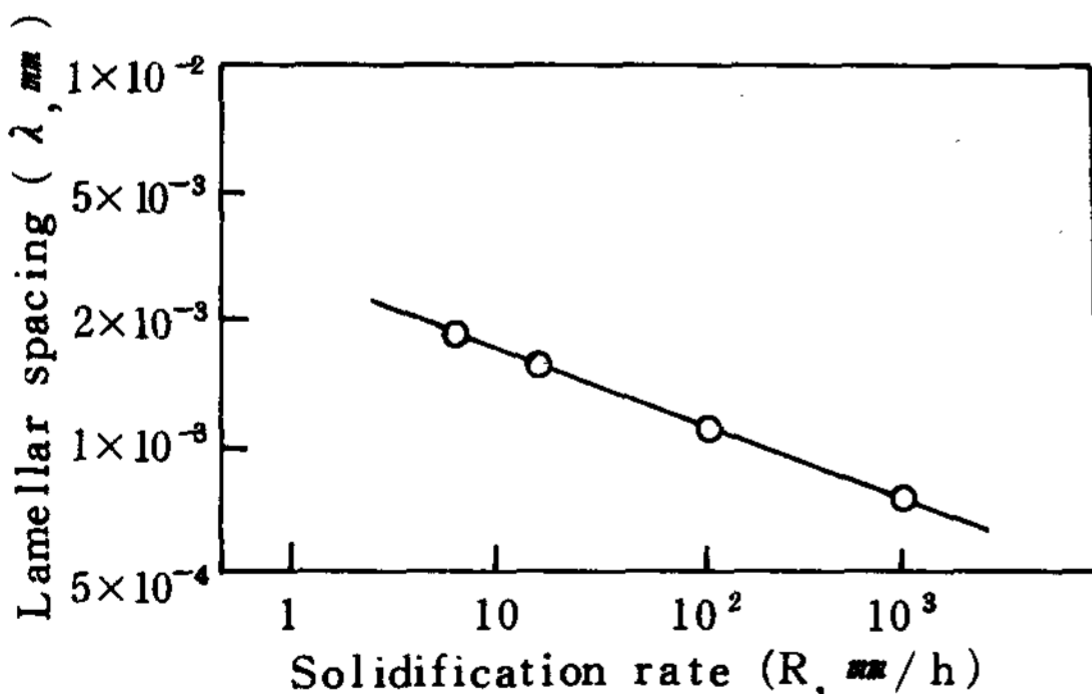


Fig.3 Effect of solidification rate(R) on the lamellar spacing(λ) of unidirectionally solidified Sn-Zn eutectic alloys.

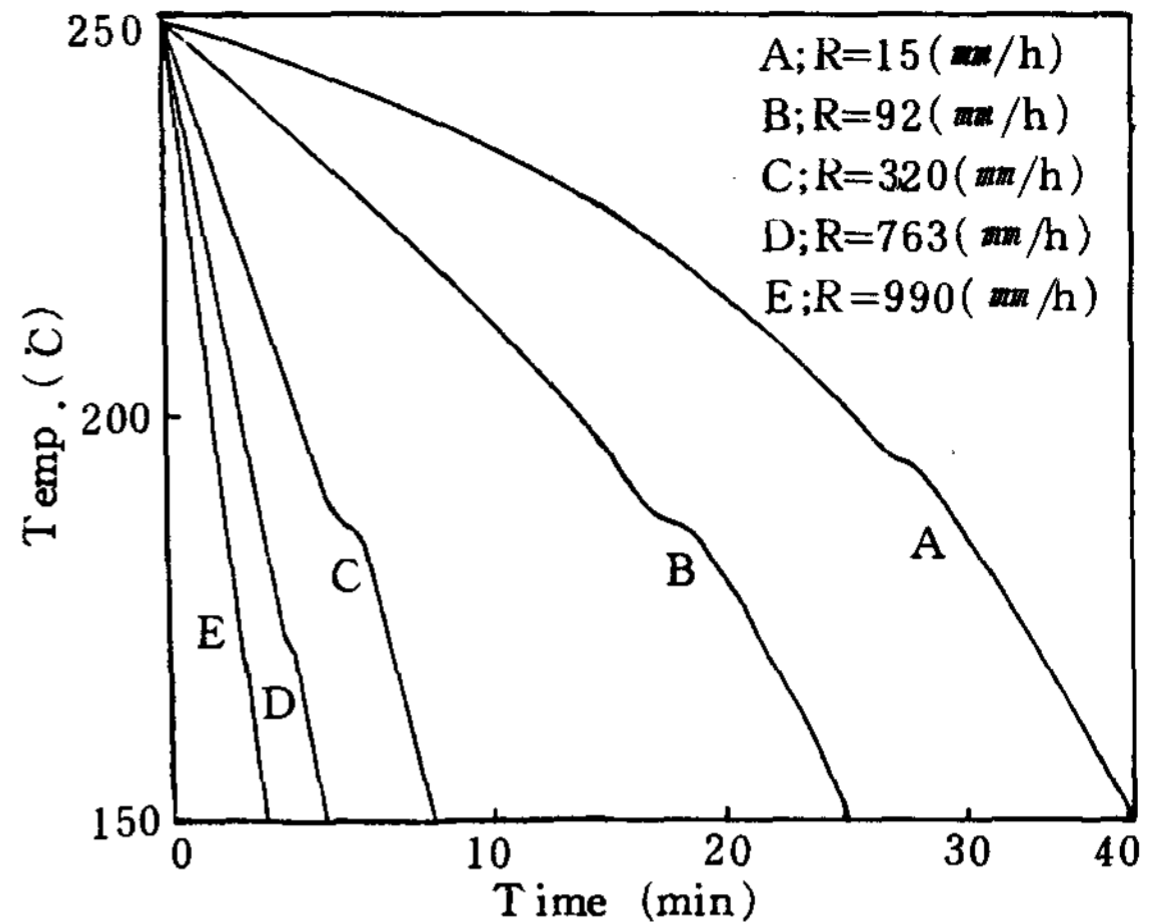


Fig.4 The variation of thermal arrest with different solidification rates.

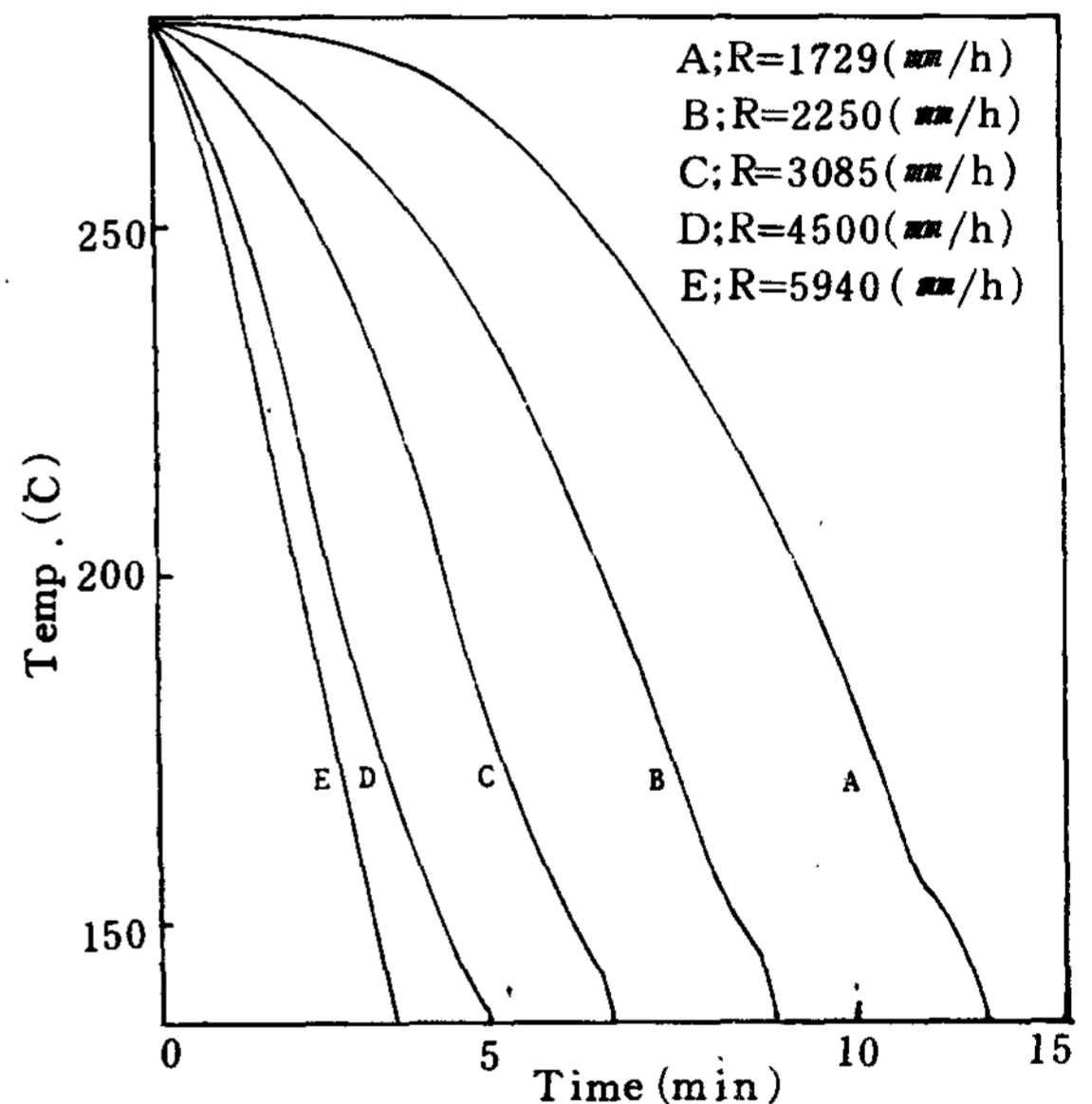


Fig.5 The variation of thermal arrest with different solidification rates.

試片의 규격은 5) 標點距離를 16 mm로 하는 棒狀의 試片으로 平行부길이는 20 mm, 어깨부의 반지름은 4 mm, 棒의 지름은 4 mm로 하여 선반가공하였다.

이 규격은 A.S.T.M.의 Standard 0.50-in Round Tension Test Specimen의 small size specimen의 규격에 따른 것이다.

각 試片은 研磨紙 (# 1,200)로 표면을 研磨하여 노치효과를 제거하였다.

引張試驗時 크로스 헤드 속도는 0.5 mm / min 으로 하여 荷重-延伸率曲線을 얻었다.

그 曲線으로부터 引張強도와 均一延伸率을 구하였다.

3. 實驗結果 및 考察

Fig.3 은 凝固速度에 따른 interlamellar spacing 을 log R 對 log λ로 나타낸 것이다.

interlamellar spacing (λ) 를 橫斷面으로 잡고 R을 凝固速度라 할 때 chedwick¹⁾에 의한 理論式은

$$\lambda^2 R = \text{CONSTANT}$$

$$\lambda = (C/R)^{1/2} \text{ 이다.}$$

이 式은 凝固速度가 증가할수록 interlamellar spacing 은 감소함을 나타내며 本 實驗에서 나타난 접선의 기울기는 理論值인 -0.5보다 적은 -0.42로 나타났으며 이 값은 Tiller⁶⁾의 -0.44와 거의 일치함을 알 수 있다.

따라서 이 그래프에 나타난 직선적인 감소는 凝固速度가 증가할수록 interlamellar spacing이 감소함을 나타내고 있다.

Fig. 4와 Fig.5 는 凝固速度에 따른 Sn - Zn 共晶合金의 熱分析曲線을 나타낸 것이다.

여기에서 나타난 각각의 凝固速度에서의 熱分析 자료로부터 다음과 같이 凝固條件을 決定하였다.

一方向凝固時 열전대가 固體-液體界面에 도달하였을 때 나타난 曲線의 기울기에 접선을 그어 그 접선의 기울기를 平均冷却速度 (V_a)로 하고 그때의 溫度勾配 (G)를 구하여 凝固速度를 구하였다.

$$G = (dT_L / dx)_{x=0} = (T_2 - T_1) / cm$$

$$G = V_a / R$$

$$R : cm / sec$$

$$G : ^\circ C / cm$$

$$V_a : ^\circ C / sec$$

이때 固體-液體界面은 대부분 잠열방출로 인하여 冷却曲線에서의 變化가 비교적 완만하게 나타나는데 이때 기울기 變化가 완만한 곳에서는 Fig.6 과 같이 Hellawell의 過冷度를 외삽하는 方法⁷⁾, 즉 變曲點 전후의 曲線에 대한 접선의 交點을 凝固點으로 하였다.

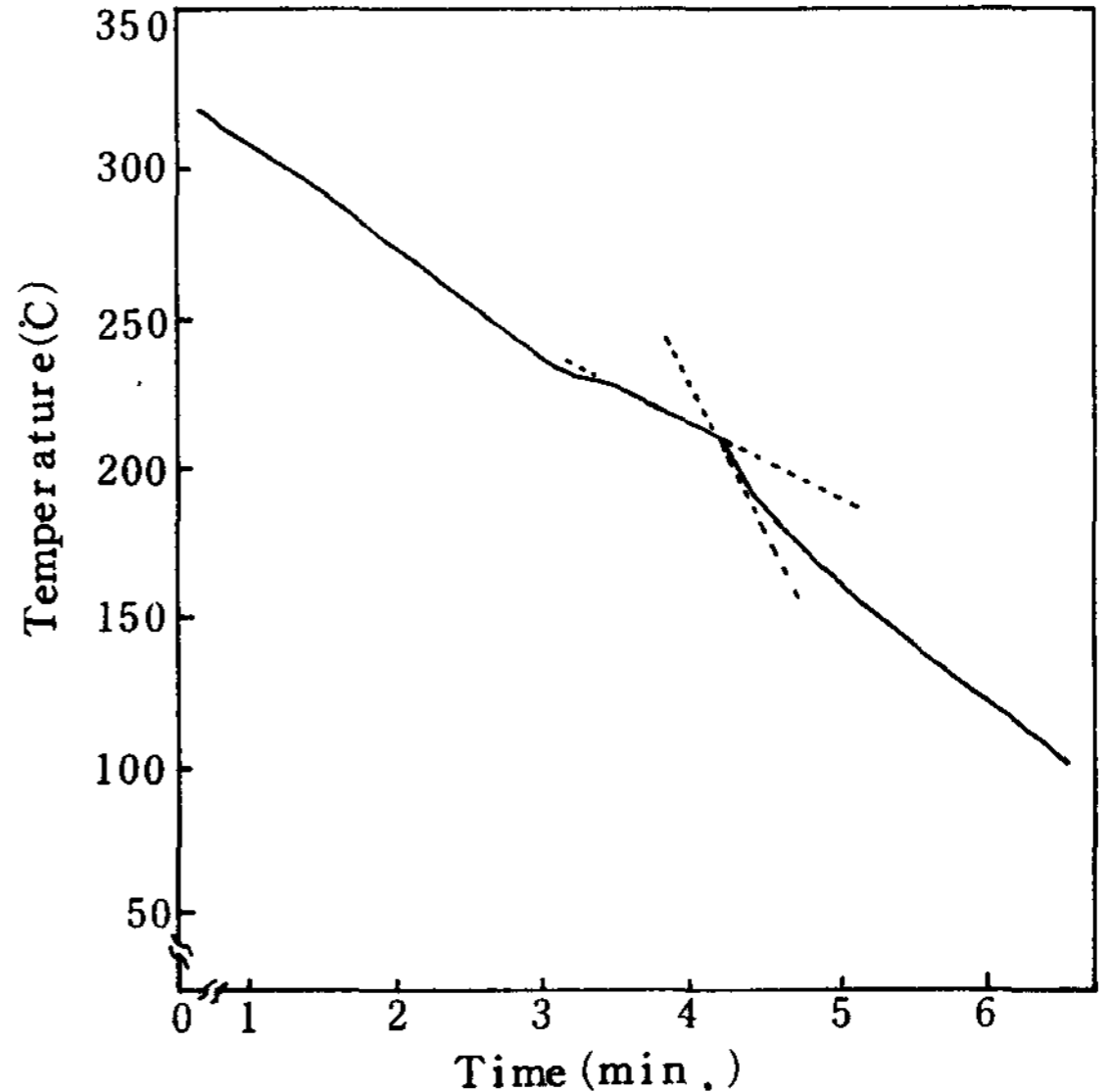


Fig.6 A thermal arrest of the type from which eutectic arrest temperatures were determined.

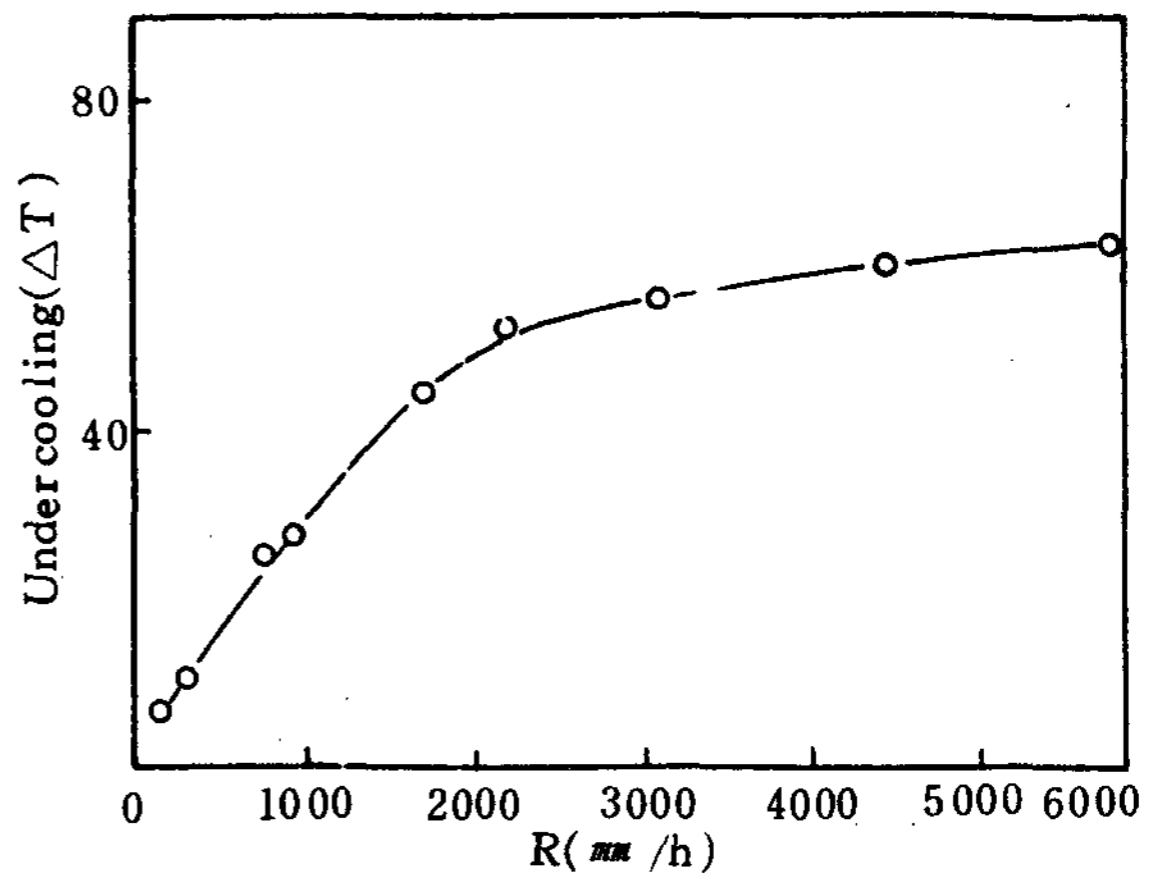


Fig.7 The variation of undercooling (ΔT) with different solidification rates.

이는 變曲點에서는 固體-液體界面에서 凝固되지 않은 殘留液體가 凝固하면서 응고잠열을 發散함으로, 이 熱이 Chill에 의해 冷却되는 熱과 均衡을 이루는 곳에서는 冷却曲線이 수평을 유지하게 되며 殘留液體가 모두 凝固한 후 더 이상의 잠열발생이 소멸되는 순간부터 Chill에 의한 냉각효과에 의하여 曲線의 기울기가 급격히 떨어지기 시작한다.

Fig.7은 凝固速度 (R)에 대한 過冷度 (ΔT)를 圖示한 것이다.

過冷度 (ΔT)는 凝固速度가 증가할수록 포물선 형태로 증가하고 있다.

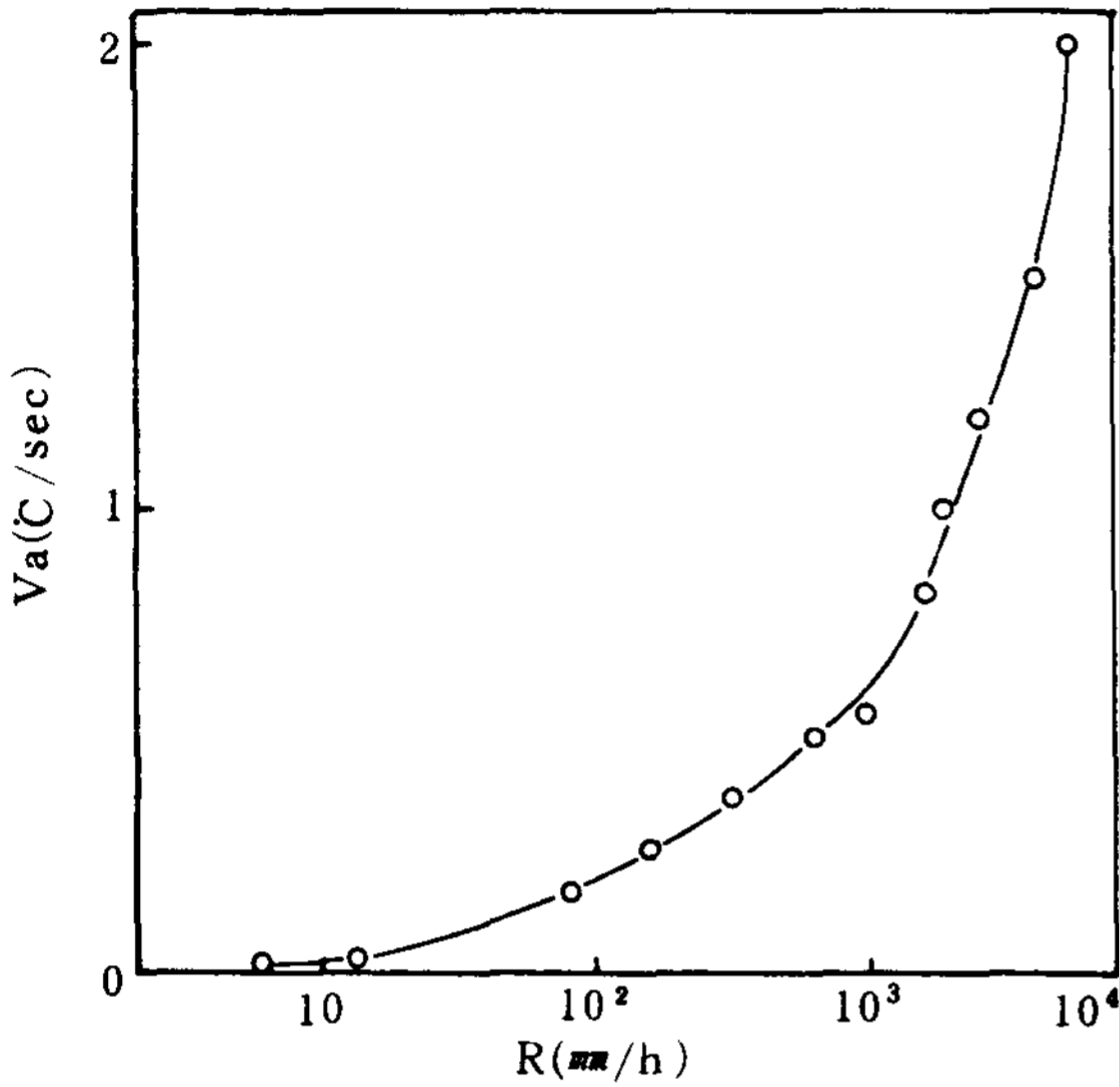


Fig.8 The variation of average cooling rate (V_a) with different solidification rate(R).

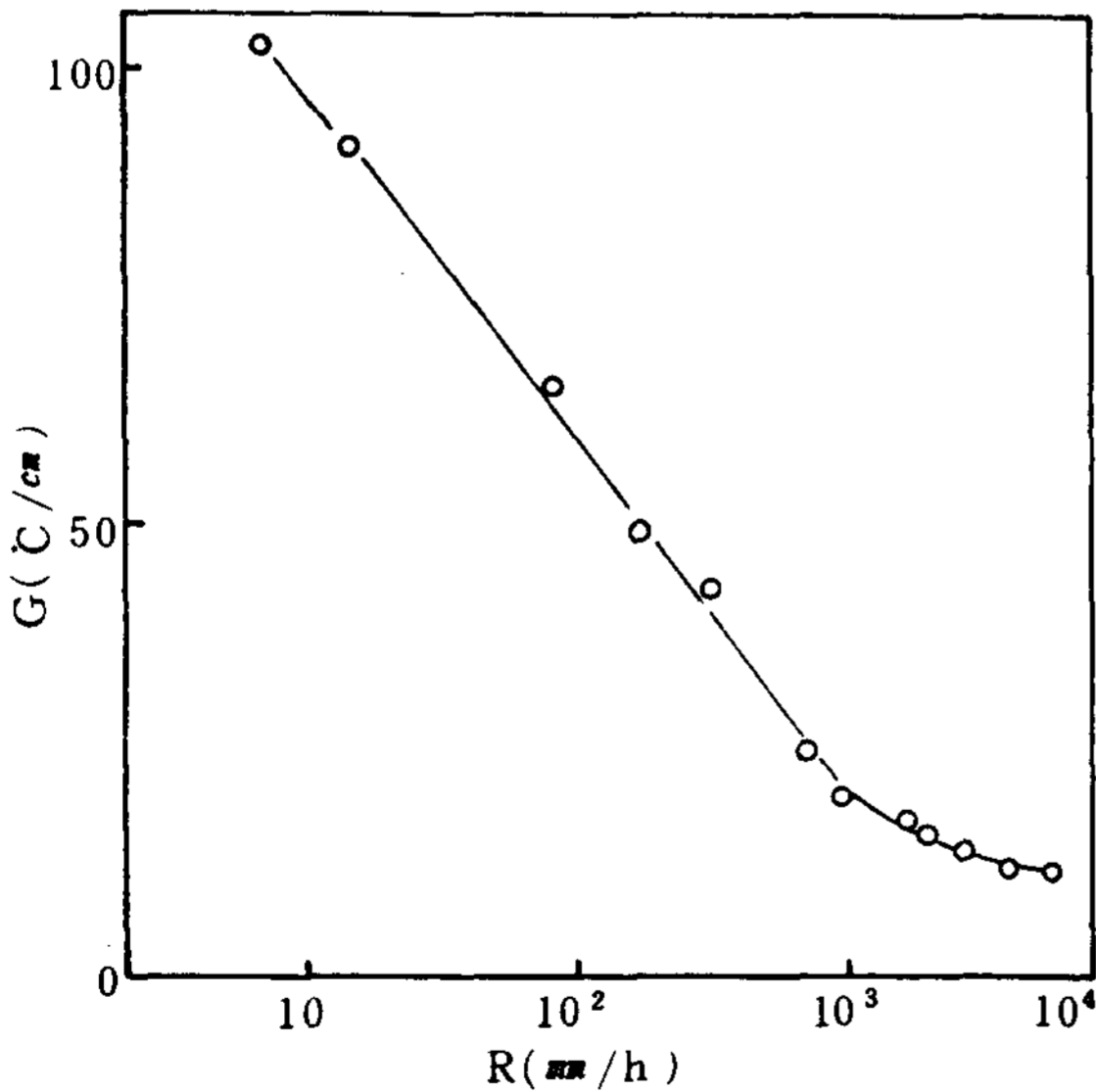


Fig.9 Effect of solidification rate(R) on the temperature gradient (G) of directionally solidified Sn-Zn eutectic alloy.

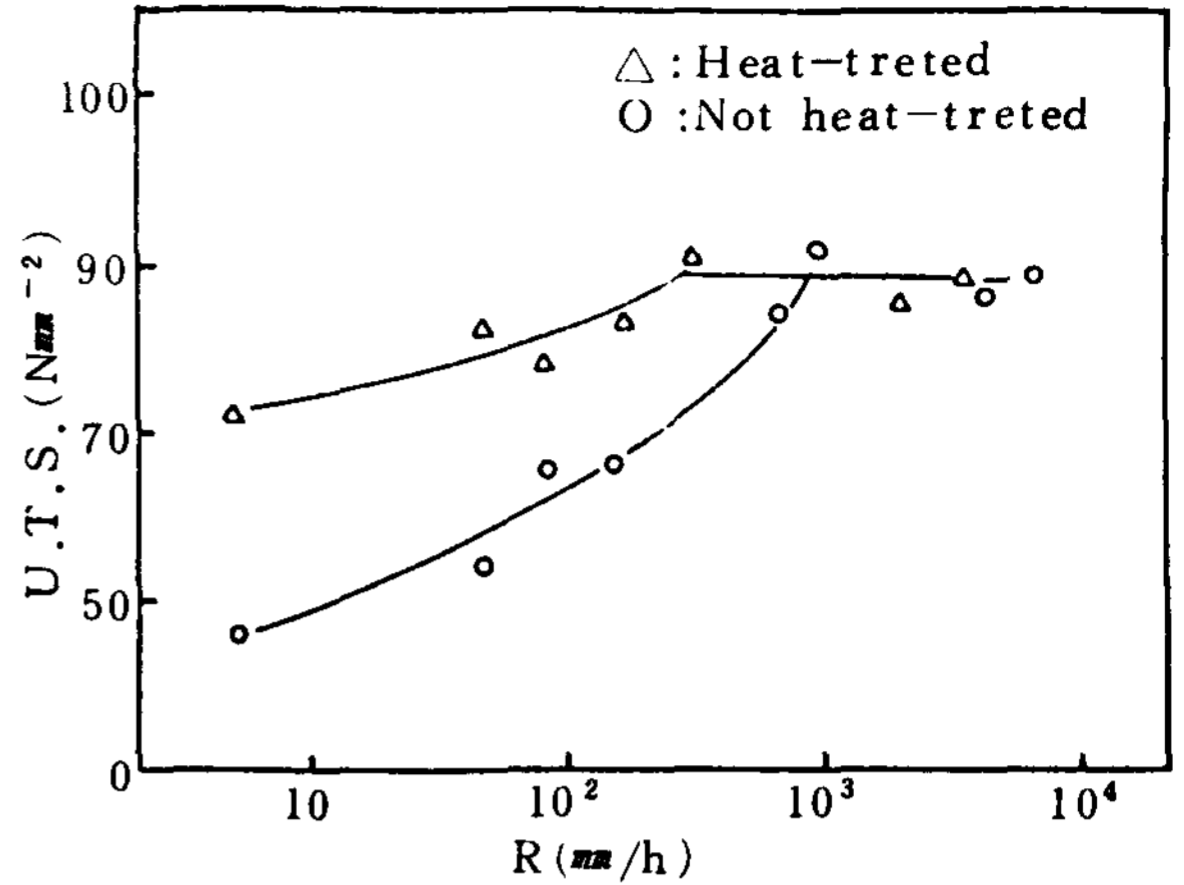


Fig.10 Effect of solidification rate on the ultimate tensile strengths of directionally solidified Sn-Zn eutectic alloy.

合金의 凝固時 과냉에 기여하는 것으로는 溶質原子의 accumulation에 의한 것과, 분자운동에 의한 것 등이 있는데, 급냉시에는 原子의 擴散이 불충분하게 되어 共晶溫度의 降下가 일어나게 된다.⁸⁾

Fig.8은 시편의 凝固速度에 따른 平均冷却速度 (V_a)를 圖示한 것이다.

平均冷却速度는 凝固速度가 증가할수록 포물선 형태로 증가하고 있다.

이는 급냉인 경우 固體-液體界面에서 平均冷却速度가 커짐을 나타내고 있다.

Fig.9는 시편의 凝固速度 (R)에 따른 溫度勾配(G)를 나타낸 것이다.

이 그래프는 semi-log를 사용하여 $\log R$ 對 $\log G$ 를 나타낸 것으로 G 값의 變化는 凝固速度가 증가함에 따라 감소함을 나타내고 있다.

이는 降下速度가 느린 경우 G 값이 감소하는 것과 일치한다.

Fig.10은 凝固速度에 따른 最大引張強度 (U.T.S.)를 나타낸 것으로 $\log R$ 에 대한 U.T.S.의 값을 圖示하였다.

먼저 熱處理하지 않은 試片의 경우 U.T.S.의 값은 증가하다가 $1,000 \text{ mm h}^{-1}$ 이상에서는 기울기가 감소하며 거의 일정한 값을 나타내고 있으며 熱處理한 시

편의 경우도 이와 同一하다.

共晶合金의 경우, 一方向凝固한 試片에 있어서 凝固速度가 증가할 때 引張強度의 증가는 일반적으로 알려진 것이다.

그 이유는 組織이 변형되는 동안 전위가 집적¹²⁾되면서 일어나는 현상이다.

그러나 $1,000 \text{ mm h}^{-1}$ 이후에 U.T.S. 값이 일정해지는 것은 SHAOO⁹⁾에 의하면 P_b-C_d 共晶合金의 경우 lamellar misorientation에 의하여 U.T.S. 값의 감소가 일어나며, S_b-G_e 의 경우에는 취약한 S_b 이 많은 樹枝狀晶에 의해서 U.T.S. 값이 감소한다고 보고되었고, C_d-Z_n 의 경우에는 비록 급냉에서 cellular growth가 일어나나 misalignment가 적기 때문에 계속적으로 U.T.S. 값이 증가한다고 한다.

S_n-Z_n 共晶合金의 경우를 보면 凝固速度가 증가하여도 樹枝狀晶은 나타나지 않고, $1,000 \text{ mm h}^{-1}$ 이상의 凝固速度에 따른 misorientation이 적기 때문에 U.T.S.는 감소하지 않는 것으로 사료되며 또 증가하지 않는 이유는 거의 순수한 Z_n 으로 되어 있는 lamellar과 S_n 이 많은 기지조직 사이의 constraints 때문이라고 사료된다. 모든 경우에도 均一延伸率은 2

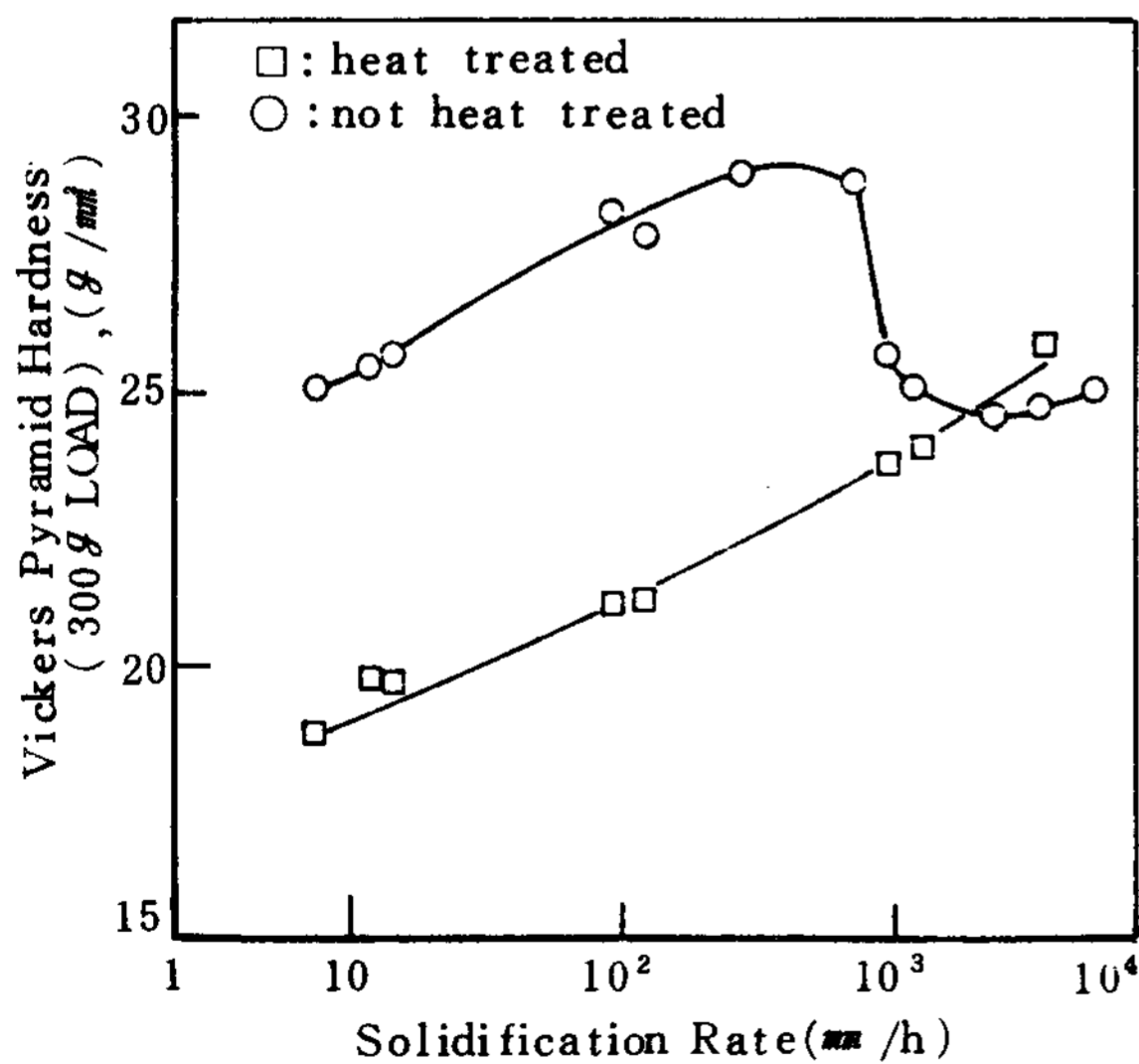


Fig.11 Effect of solidification rate on the hardness of the directionally solidified Sn-Zn eutectic alloy.

%를 넘지 않았다. 모든 實驗은 크로스 헤드 속도를 0.5 mm/min 으로 하였다.

Fig.11은 S_n-Z_n 共晶合金의 凝固速度에 따른 Vickers Pyramid Hardness 측정치를 圖示한 것이다.

熱處理하지 않은 試片의 경우 凝固速度가 증가함에 따라 硬度值도 따라서 증가함을 나타내고 있으나, 190°C 에서 10분간 熱處理한 試片의 경우 硬度가 800 mm h^{-1} 부근에서 급격히 감소하고 있으나 외부적인 관찰에 의해서는 그 원인을 찾을 수 없다고 보고하고 있으나 그 理由는 fibrous한 lamellar와 broken-lamellar가 $0.95 T_m$ 에서 燒純이 되면서 fibrous한 組織이 熱處理에 의해서 되화된 것으로 사료된다. 왜냐하면 broken-lamellar 組織의 경우에는 熱處理에 의해서 硬度가 오히려 높아졌기 때문이다. fibrous한 組織은 凝固速度가 763 mm h^{-1} 이상일 때 나타났다. Table 1은 凝固速度에 따른 組織의 變化를 나타낸 것이다.

Table.1 The variation of structure and different solidification rates.

R (mm/h)	Structure
7	Broken-lamellar
15	Broken-lamellar
56	Broken-lamellar
92	Broken-lamellar
163	Broken-lamellar
320	Broken-lamellar
763	Broken-lamellar+Fibrous
990	Broken-lamellar+Fibrous
1729	Broken-lamellar+Fibrous
2250	Broken-lamellar+Fibrous
3084	Fibrous
4500	Fibrous
5940	Fibrous

fibrous 組織이 나타나기 시작하는 것은 약 763 mm h^{-1} 로서 그 이후 $2,250 \text{ mm h}^{-1}$ 까지 broken-lamellar와 共存하고 있음을 나타내고 있다.

凝固速度가 $3,084 \text{ mm h}^{-1}$ 이상에서는 모든 組織이 fibrous 하게 나타났다.

S_n-Z_n 共晶合金은 타금속에 비하여 過冷度가 크지 않기 때문에 樹枝狀晶이나 cellular 組織이 나타나지 않으나 소량이라도 P_b 나 C_a 를 포함하게 되면 cellular 組織이 나타나게 된다.¹¹⁾

종래에는 S_n-Z_n 共晶合金에 순수한 lamellar 나 globular morphology 가 나타나며, 항상 ribbon-like 組織이 나타난다고 보고되고 있다.¹⁰⁾

本 實驗에서 ribbon-like 組織이 전혀 存在하지 않는 것은 아니나, 어떤 규칙성이 없이 가끔 관찰되었다.

불순물이 다량 함유되면 S_n-Z_n 共晶合金에 colony 가 나타나며, 그 colony 내부에 microcellular morphology 가 나타난다는 보고도 있다.¹¹⁾

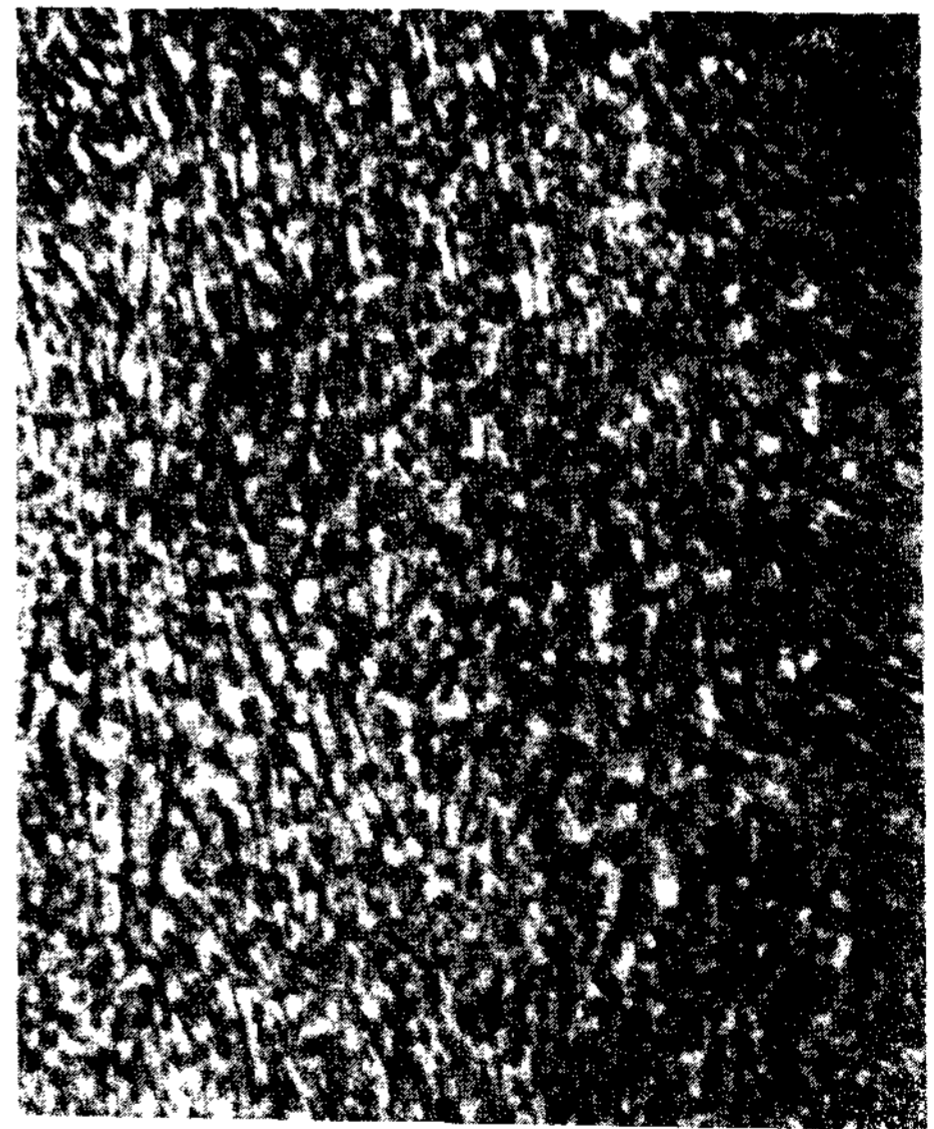
그러나 불순물이 극히 미량인 本 實驗에서는 colony 나 cellular 組織이 나타나지 않았다.

Table.2 The variation of G /R with different solidification rates.

R(mm/h)	G/R($^{\circ}\text{C}/\text{cm}^2/\text{sec}$)
7	5.25×10^6
15	2.18×10^6
92	2.52×10^5
162	1.29×10^5
320	4.83×10^4
763	1.18×10^4
990	7.27×10^3
1729	3.53×10^3
2250	2.86×10^3
3084	1.63×10^3
4500	9.6×10^2
5940	7.2×10^2



(a)

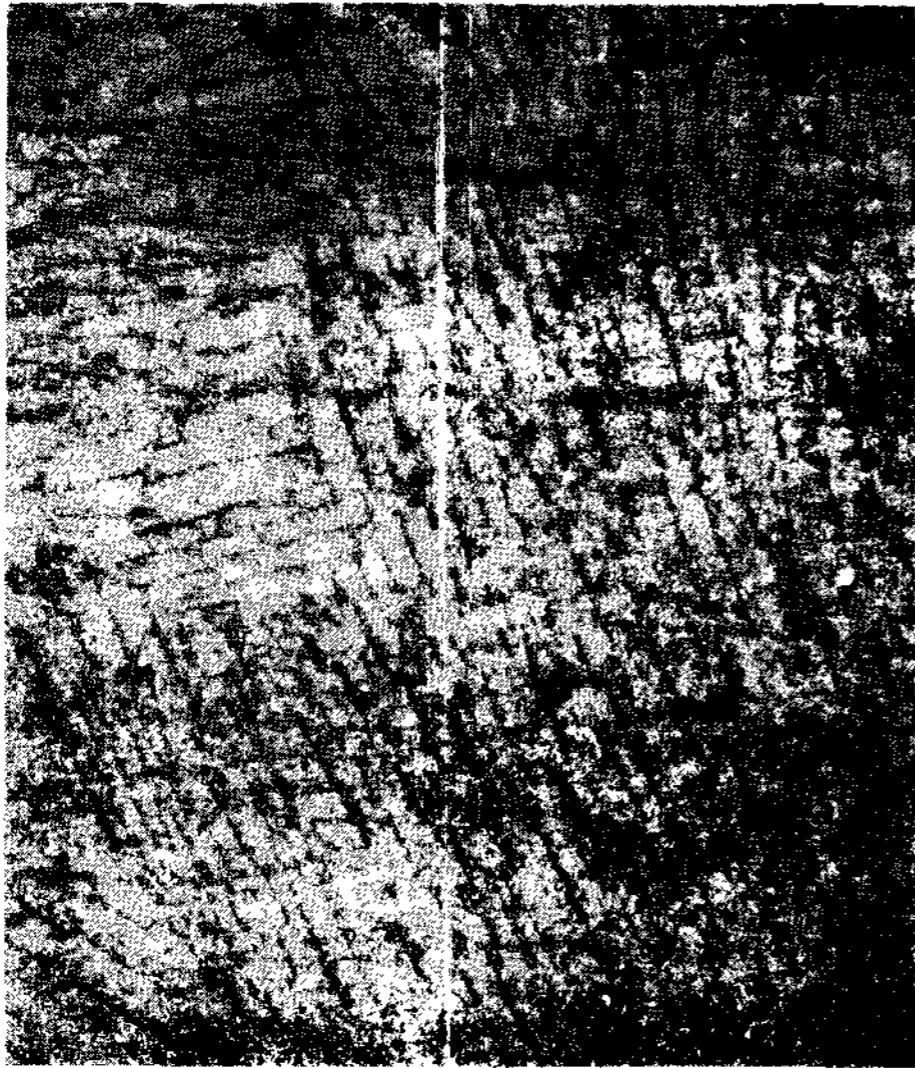


(b)

Photo.1 Optical micrographs of the directionally solidified Sn-Zn eutectic showing the broken-lamellar structure. Growth rate = 7 mm/h .

(a) Transverse section (X300)

(b) Longitudinal section (X300)



(a)

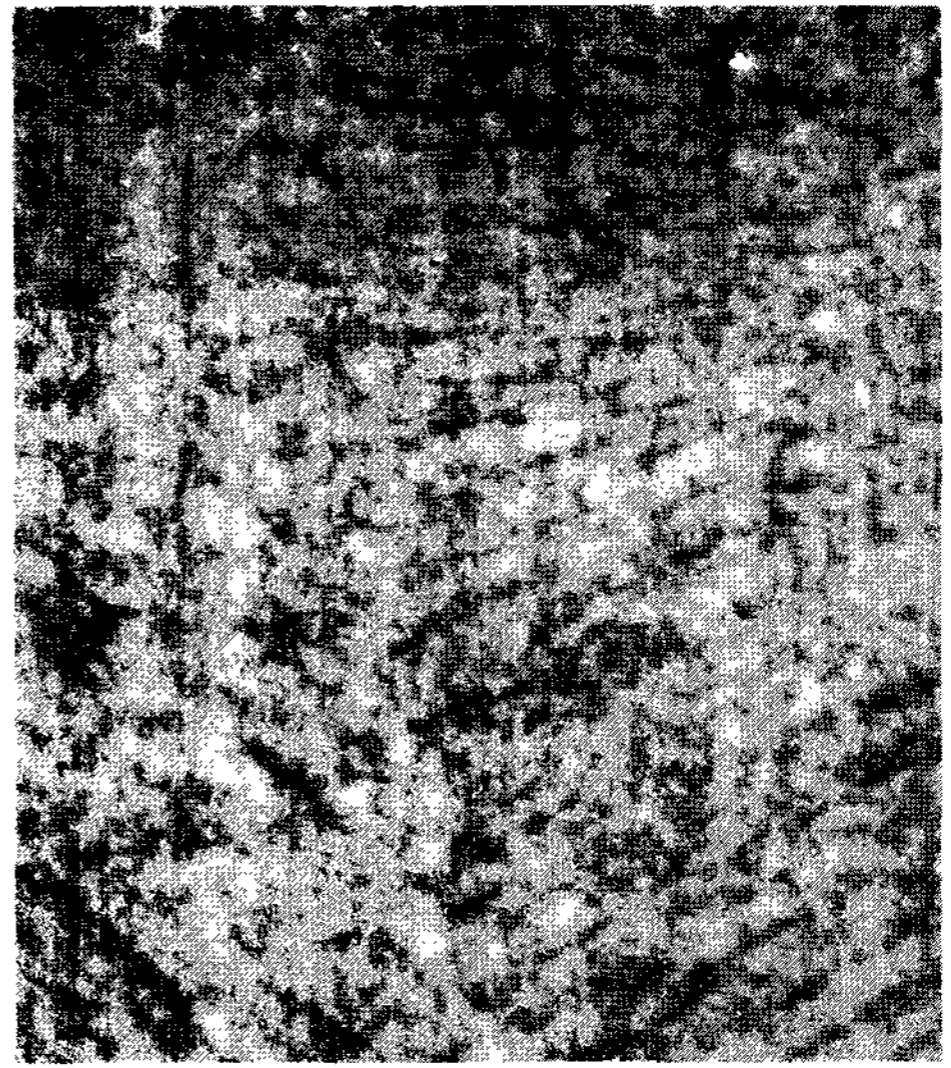


(b)

Photo.2 Optical micrographs of the directionally solidified Sn-Zn eutectic showing the broken-lamellar structure. Growth rate = 15 mm/h.

(a) Transverse section (X450)

(b) Longitudinal section (X800)



(a)



(b)

Photo.3 Optical micrographs of the directionally solidified Sn-Zn eutectic showing the broken-lamellar structure. Growth rate = 320 mm/h.

(a) Transverse section (X450)

(b) Longitudinal section (X450)



(a)



(b)

Photo.4 Optical micrographs of the directionally solidified Sn-Zn eutectic showing the broken-lamellar structure. Growth rate = 763 mm/h.
 (a) Transverse section (X800)
 (b) Longitudinal section (X800)



(a)



(b)

Photo.5 Optical micrographs of the directionally solidified Sn-Zn eutectic showing the broken-lamellar fibrous structural transition of the Zn-rich phase.
 (a) Growth rate = 990 mm/h, Longitudinal section (X 500)
 (b) Growth rate = 990 mm/h, Longitudinal section (X 750)

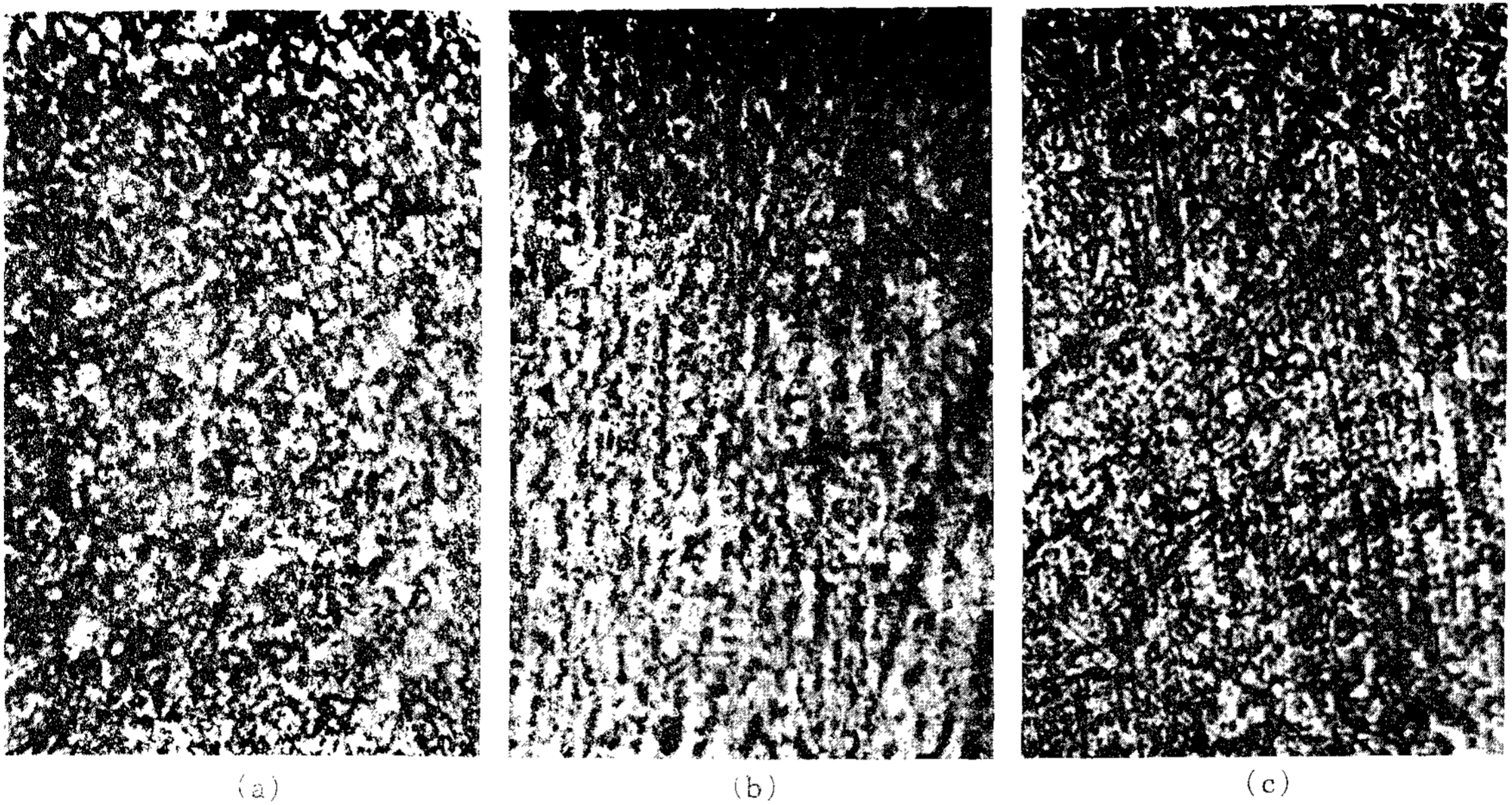


Photo.6 Optical micrographs of the directionally solidified Sn-Zn eutectic showing the broken-lamellar fibrous structural transition of the Zn rich phase.
(a) Growth rate = 760 mm/h, Transverse section (X300)
(b) Growth rate = 2,250 mm/h, Longitudinal section (X600)
(c) Growth rate = 3,085 mm/h, Longitudinal section (X800)

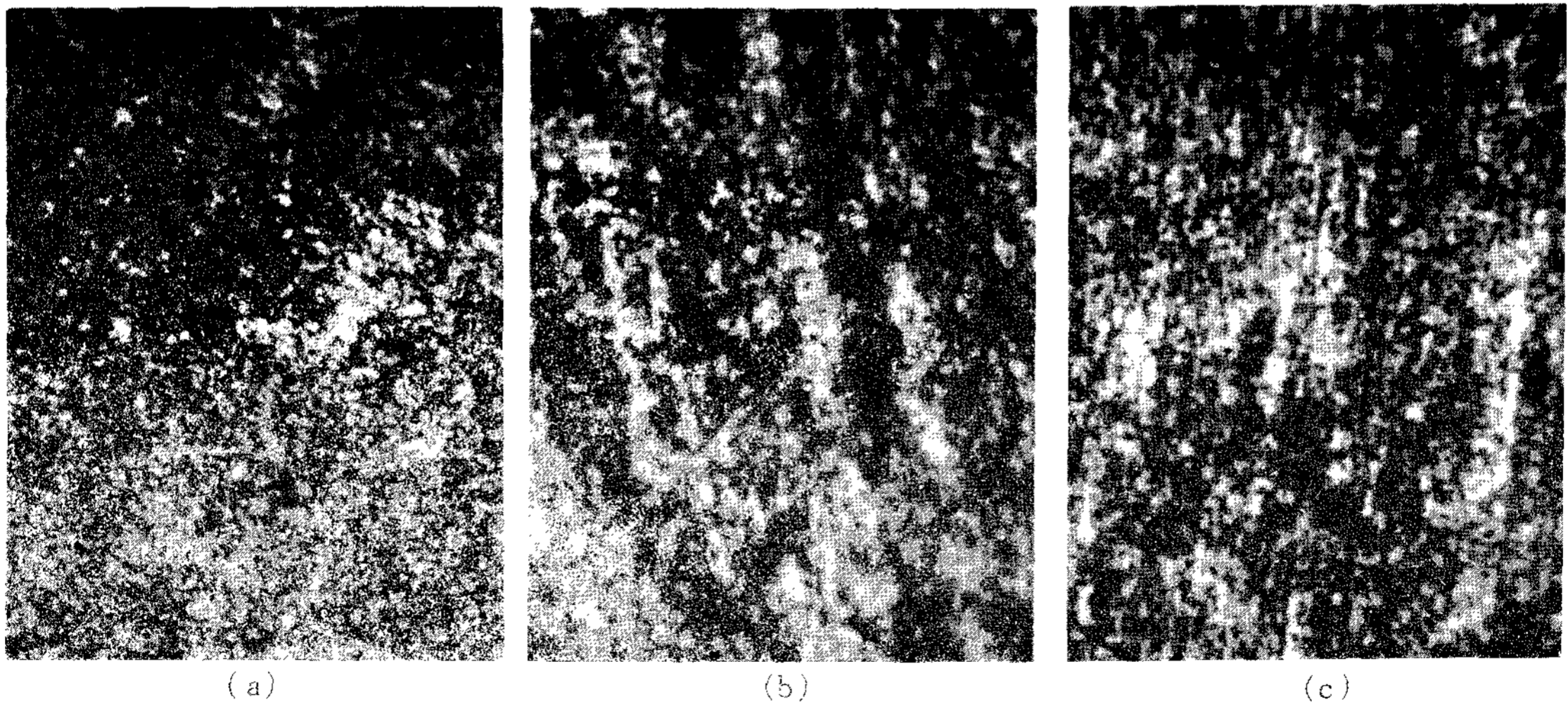


Photo.7 Optical micrographs of the directionally solidified Sn-Zn eutectic showing the broken-lamellar fibrous structural transition of the Zn-rich phase.
(a) Growth rate = 990 mm/h, Transverse section (X750)
(b) Growth rate = 2,250 mm/h, Longitudinal section (X1,000)
(c) Growth rate = 4,462 mm/h, Longitudinal section (X1,000)

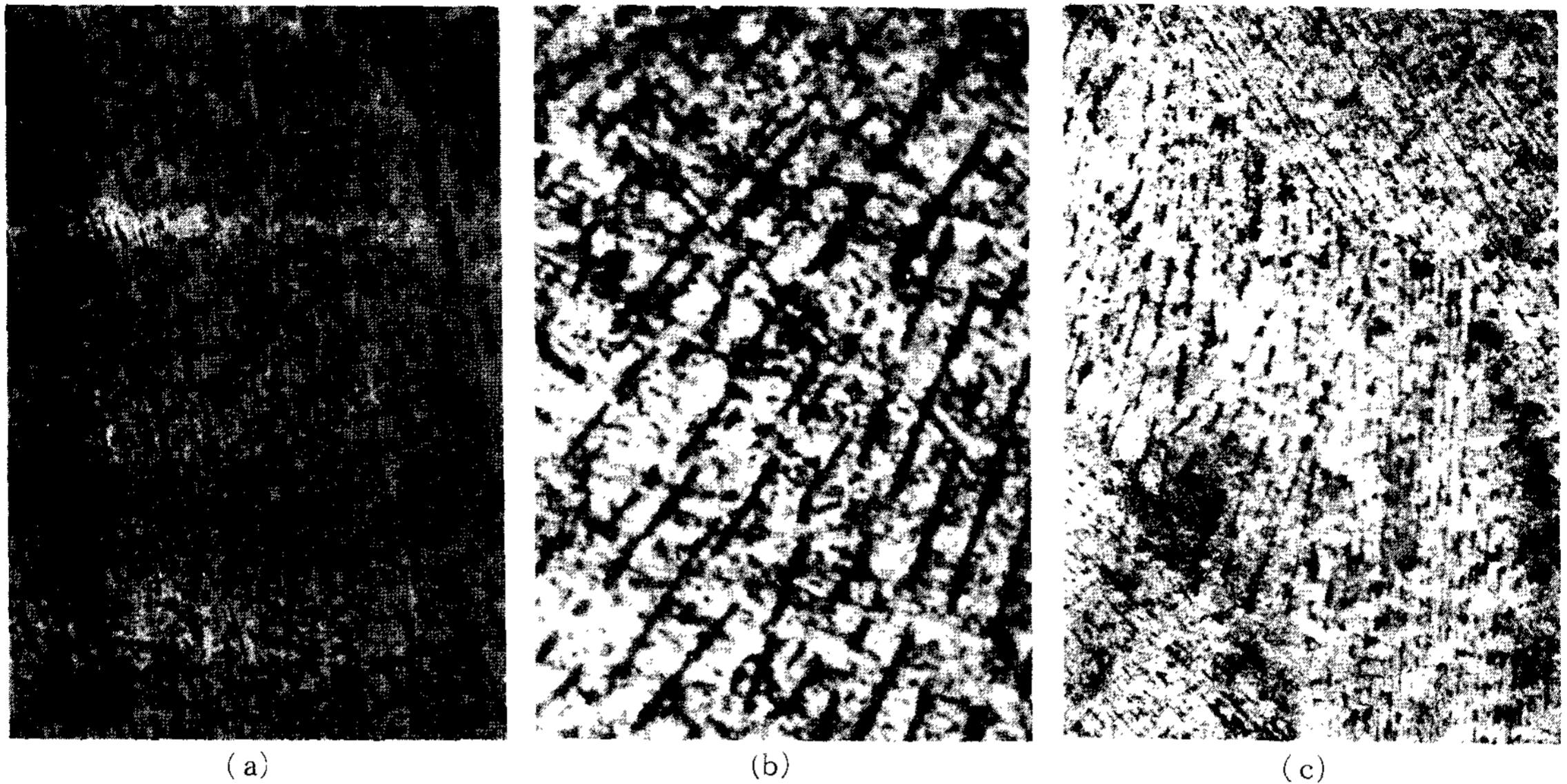


Photo.8 Optical micrographs of the directionally solidified Sn-Zn eutectic showing
 (a) Growth rate = 2,250 mm/h, Longitudinal section (X450)
 (b) Growth rate = 2,250 mm/h, Longitudinal section (X1,200)
 (c) Growth rate = 163 mm/h, Longitudinal section (X150)

Photo.1 은 凝固速度가 7 mm h^{-1} 에서 나타난 S_n - Z_n 共晶合金의 組織을 나타낸 것으로 A는 從斷面 사진이고 B는 橫斷面 사진이다.

사진에 나타난 것과 같이, 凝固速度가 느린 경우에 나타나는 broken-lamellar 는 lamellar 가 무방향으로 成長하고 있음을 나타내고 있다.

Photo.2 는 凝固速度가 15 mm h^{-1} 에서 나타난 broken-lamellar 로서 一定하게 뻗은 lamellar 사이에 成長方向이 다른 Z_n lamellar 가 交叉하고 있음을 나타내고 있다.

Photo.3 은 凝固速度가 320 mm h^{-1} 일 때 從斷面과 橫斷面の broken-lamellar 組織을 나타내고 있다.

Photo.4 는 凝固速度가 763 mm h^{-1} 에서 나타난 사진으로 (a) 는 broken-lamellar 를 나타내고 (b) 의 사진을 보면 凝固速度가 증가함에 따라 점차 fibrous 한 組織이 나타나기 시작한다.

Photo.5 는 凝固速度가 990 mm h^{-1} 일 때 사진으로 (a) 에서는 ribbon-like 組織이 나타났으며, (b) 에

서는 fibrous 해 졌다.

Photo.6 과 Photo.7 은 凝固速度가 증가함에 따라 broken-lamellar 가 fibrous 하게 變化하는 사진이다.

(a) 에서는 broken-lamellar 가 나타났으며, (b) 에서는 극히 부분적인 broken-lamellar 를 나타내며, (c) 에서는 broken-lamellar 가 없는 fibrous 한 morphology 를 나타내고 있다.

Photo.8 은 凝固速度가 $2,250 \text{ mm h}^{-1}$ 일 때의 組織으로 (a) 는 우측 윗부분에 broken-lamellar 가 극부분적으로 나타난 것이고, (b) 는 broken-lamellar 가 나타난 부위를 확대한 것이며, (c) 는 凝固速度가 163 mm h^{-1} 에서 나타난 broken-lamellar 를 나타내고 있다.

따라서 S_n - Z_n 共晶合金의 組織은 凝固速度에 영향을 받음을 보여주고 있다.

이 組織들의 G/R 값의 차이를 조사한 것은 Table.②와 같다.

4. 結 論

이상의 研究에서 얻은 結論은 다음과 같다.

(1) 一方向凝固한 $S_n - 8.6 \text{ wt. } \% Z_n$ 共晶合金의 경우 그 組織은 $760 \text{ mm} / \text{h}$ 이하의 凝固速度에서는 broken-lamellar가 나타났으며, 그 이후 凝固速度가 증가할수록 fibrous해 졌다. 전체적으로 樹枝狀晶은 나타나지 않았고, 때때로 ribbon-like 組織이 나타났다.

(2) 試片의 硬度는 凝固速度의 증가에 따라 증가하였으나, 熱處理한 試片의 경우 $760 \text{ mm} / \text{h}$ 이상의 凝固速度에서는 硬度가 감소한 뒤 一定하게 유지되었고, 凝固速度가 느린 경우에 熱處理 효과가 좋았다.

(3) 凝固速度가 증가할수록 過冷度는 포물선 형태로 증가하였다.

(4) 引張強度의 경우, $1,000 \text{ mm} / \text{h}$ 까지 증가하였으나, 그 이후는 일정한 값을 나타내었으며, 熱處理한 試片의 경우 凝固速度가 느릴수록 효과가 좋았다.

參 考 文 獻

1. G.A. Chadwick : Metallography of Phase Transformation .

2. M. Shao and R.W. Smith, Metal Science.9, 1975, p.217.

3. Idem, Can. Met. Quart.15, 1976, p.1.

4. Idem, J., Mater. Sci. 11, 1976, p.1125.

5. ASTM: 'Standard Methods of Tension Testing of Metallic Materials'.

6. W.A. Tiller and R.Mrdjenovich. J. Appl. Phys. 34, 1963, p.3639.

7. H.A.M. Steen and A. Hellawell: Acta Met. 1972, Vol. 20, p.363.

8. B.Toloui and A.Hellawell: Acta Met. Vol. 24, 1976.

9. F. Vnuk, M.Sahoo. J. of Mater. Sci. 15, 1980, p.2573.

10. W.A. Tiller and Mrdje Ovich. J. of Appl. Phys. Vol.28, 1957, p.3639.

11. William Roster, James R. Dvo AK: 'Interpretation of Metallographic Structure', Academic Press, 1977.

12. V.Coleman, B.Price and N. Cabrera. J. of Phys. Vol.28, 1957, p.1360.