

```
32     MPR = RPM
33     WRITE(8, 10) MPR, PMAX, PI, IHP, BHP, EFMECH, CRF, EFFBHP
34 10  FORMAT(15, 7E17.7)
35     GO TO 270
36     STOP
37     END
```



一方向凝固시킨 Al-Fe-Ni合金의 組織과 機械的 性質

金 麗 源

The Structures and Mechanical Properties of Unidirectionally Solidified Al-Fe-Ni Alloy

Kim Ryeowon

〈目 次〉

- | | |
|------------|---------|
| 1. 緒 論 | 4. 考 察 |
| 2. 實 驗 方 法 | 5. 結 論 |
| 3. 實 驗 結 果 | 參 考 文 獻 |

Abstract

The examination for the changes of structures and mechanical properties in directionally solidified Al-Fe-Ni alloys containing the small amount of Fe and Ni was carried out by the varying the composition and solidification rate R of alloy, provided that the temperature gradient was $80^{\circ}\text{C}/\text{cm}$.

The result were obtained as follows.

- In proportion to the increase of the solidification rate(R), the crystallized phase of this alloy was changed from the Ribbon-type structure to the Rod-type structure.
- The strength was rapidly increased in the changing process of composite shape from the Ribbon-type to the Rod-type with the solidification rate (R) increasing.
- The fiber stress (σ_f) and Young's modulus (E_f) calculated for the Rod-type structure were $220\text{kg}/\text{mm}^2$ and $11,800\text{kg}/\text{mm}^2$ respectively, which were in good accord with the rule of Mixtures.

1. 緒 論

最近 複合材料과 纖維材料나 輕合金, 非金屬材料와 복합어 研究發展되고 있는 것은 強化材料나 matrix의 發展에 따른 結果라 하였으나 實際로 오늘날 過大한 荷重이나 매우 어려운 環境條件下에 사용되어야 하는 高強度材料로서의 特性이 要求되고 또한 製作費의 節減, 製品精度의 向上을 위하여 더욱더 많은 研究을 하고 있기 때문이라 할 수 있다.

一般的으로 共晶組成附近의 合金은 一方向凝固시키므로써 composite組織이 되며 이 組織은 機械的 性質이 매우 優秀할 뿐만 아니라 高溫에서도 매우 安定하다.

Fleming¹⁾은 過剩元素의 組成的 過冷說로 부터 溫度勾配 G 와 凝固速度 R 의 比 G/R 가 클수록 composite組織이 生成되기 쉽고 合金元素가 添加될수록 이 組織을 얻기 위하여는 더욱더 큰 G/R 比가 要求됨을 報告하였다.

共晶合金의 一方向凝固에 의하여 만들어진 複合材料는 固液凝固界面이 比較的 平滑에 가까운 狀態에서 凝固製造되기 때문에 纖維와 matrix間的 界面이 安全하고 凝固條件에 따라 纖維가 一方向으로 整列되는 좋은 點이 있으나 反面 纖維와 matrix를 自由로히 組合할 수 없는 不利한 點도 있다.

本 研究에서 使用한 原材料는 모두 99.9% 以上の 純度를 가지고 있으나 微量의 不純元素에 의하여 組成的 過冷却이 發生하여 cell이 形成된 것으로 생각되지만 添加元素中의 過剩元素에 의한 組成的 過冷却 역시 cell發生原因이 된 것으로 생각된다. 即 Tortika²⁾ 등은 같은 Al-Fe-Ni系 共晶合金에서 一方向凝固했을 경우 Fe(%)에 대하여 Ni(%)가 낮을 때에는 cell이 發生하지 않는 臨界條件($R \approx 2 \sim 1 \text{ mm/min}$)이 存在하지만 Ni(%)가 높아지면 모든 條件에서 cell組織이 發生하는 것을 報告하고 있다.

이 複合材料의 機械的 性質은 晶出相의 形狀, 相間隔分布密度, 體積率 등에 影響을 받는 것이 알려져 있다.

本 研究에서는 一方向凝固한 Al-Fe-Ni 合金系의 複合材料의 機械的 性質과 組織의 相間關係를 糾明하기 위하여 添加元素量과 溫度勾配 G 와 凝固速度 R 의 比 G/R 를 變化시켜 走査電子顯微鏡에 의한 組織觀察 및 破斷面觀察, 引張強度, 硬度, 靱性 등을 測定함과 동시에 混合法則을 利用해서 이 材料의 引張特性에 關係해서 調査하여 그 結果를 相互比較함으로써 組織의 變化와 機械的 性質의 變化的 機構를 綜合的 討하였다.

2. 實驗方法

2.1 一方向凝固用試料의 製造

一方向凝固用 試料合金은 純度 99.9%급의 Al, 電解鐵 및 Ni을 使用하였다. 合金의 熔融은 Ar gas 保護氣로 維持된 電氣爐內에서 高純度알루미늄나 도가니爐에서 먼저 Al을 1000°C에 熔融시킨 後에 所

정의 試料組成인 Fe를 沈澱熔融하고 다시 Ni을 所定の 量만큼 前과 같은 方法으로 熔融하였다. 熔湯은 偏析을 防止하기 위하여 充分히 攪拌하였다. 이 때 特히 酸化를 防止하기 위하여 더욱 많은 Ar gas를 流入시켰다.

이 熔湯을 미리 400°C程度로 豫熱한 $\phi 6 \times 250\text{mm}$ 高純度の 알루미늄관에 鑄入하여 一方向凝固用 試料로 製造하였다.

Fig. 1. 은 Willey¹⁾ 등이 研究한 Al-Fe-Ni 三元平衡狀態圖이고 圖中の 太線은 液相面上에서 α , FeAl_3 , FeNiAl_3 3元化合物 및 NiAl_3 의 各 初晶面領域으로 分割됨을 나타내고 있다. 凝固條件에 따른 相變化를 觀察하기 위하여 相態圖上에 圖示한 것과 같은 組成의 合金 6種을 準備하였다. 이들 合金의 組成值를 Table 1.에 나타내었다.

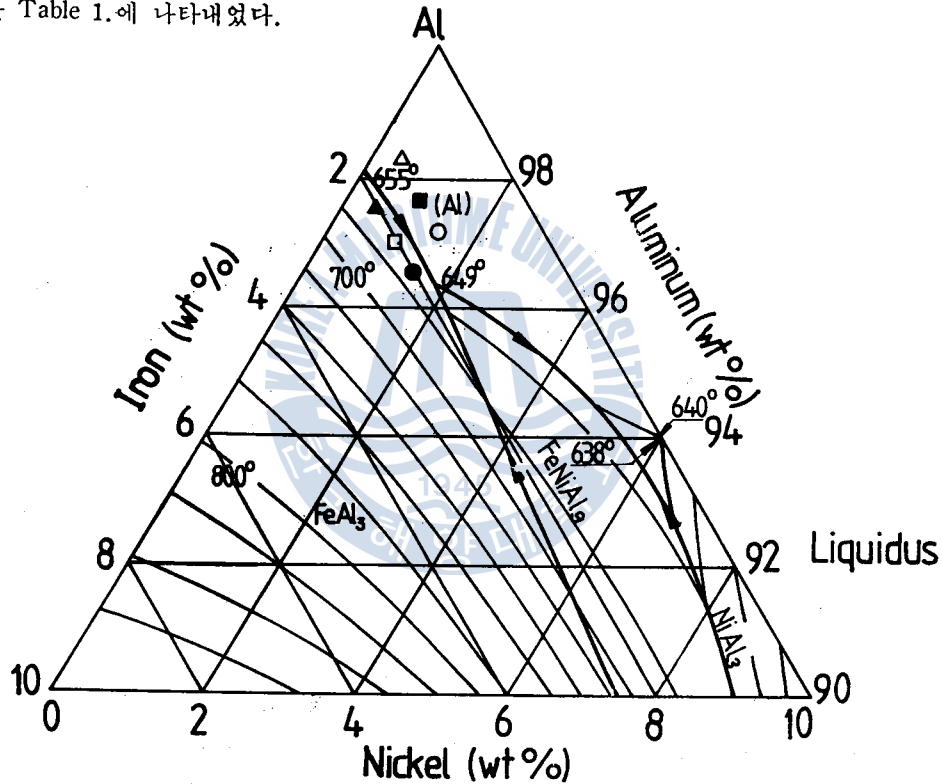


Fig. 1. Liquidus surface of Al-Fe-Ni ternary phase diagram

Table 1. Chemical composition of alloys(Wt %)

Alloy	Element	Sign
A - 1	Al - 2% Fe - 0.5% Ni	▲
A - 2	Al - 2% Fe - 1.0% Ni	□
A - 3	Al - 2% Fe - 1.5% Ni	●
A - 4	Al - 1.5% Fe - 0.5% Ni	△
A - 5	Al - 1.5% Fe - 1.0% Ni	■
A - 6	Al - 1.5% Fe - 1.5% Ni	○

2.2 方向性 凝固裝置와 一方向凝固

Fig. 2는 本實驗에 使用한 方向性凝固裝置圖이며 이 實驗裝置는 加熱部, 冷却部, 驅動部로 나누어 진다.

加熱部는 雰囲気 gas를 流入할 수 있는 tube-furnace와 支持된 試料가 下降할 수 있는 軸으로 構成되어 있고 tube-furnace 의 下端에는 冷却水管이 裝置되어 있다.

冷却部는 冷却水を 一定한 速度로 供給하는 自動溫도가 設置되어 試料의 溫度勾配를 80°C/cm로 維持하도록 tube-furnace 下端의 冷却水管에 連結되어 있다.

驅動部는 無段變速모우터로 베벨기어를 驅動하여 試料를 一定의 凝固速度 R로 下降할 수 있게 調節되어 있다. 이 方向性 凝固裝置는 爐内の 溫度가 1000°C일 때 凝固界面에서의 溫度勾配 G는 80°C/cm가 되도록 自動溫度調節器에 의하여 調節된다.

試料는 처음 一方向性凝固裝置의 軸으로 支持시켜 tube-furnace에 裝入되고 Ar gas를 1ℓ/min의 速度로 流入하면서 1000°C로 1時間 30分동안 充分히 熔融한 後에 無段變速機가 驅動되어 試料가 1.20~85mm/min의 速度로 200mm 程度 下降하면 一方向凝固가 完了되도록 하였다.

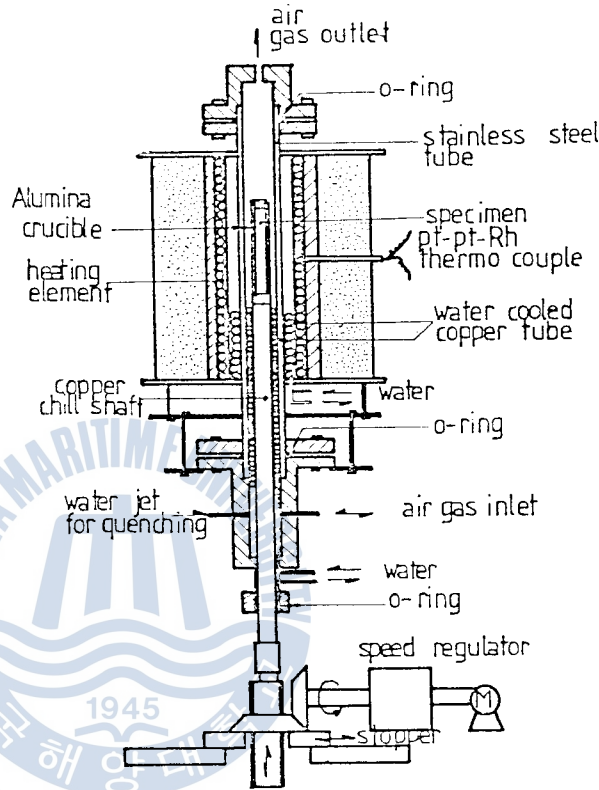


Fig. 2. Experimental apparatus for directional solidification

1時間 30分동안 充分히 熔融한 後에 無段變速機가 驅動되어 試料가 1.20~85mm/min의 速度로 200mm 程度 下降하면 一方向凝固가 完了되도록 하였다.

2.3 機械的 性質의 測定 및 凝固組織의 觀察

引張試驗은 各試料마다 $\phi 4 \times 16\text{mm}$ 의 引張試驗片으로 加工한 後 引張試驗機(Tensilon type)에 의하여 引張強度, 降伏強度 및 延伸率 등을 測定하였고 硬度試驗은 硬度試驗機(Taiyo-Terazawa type)를 使用하여 荷重 200g을 가하여 試驗하였으며 靱性試驗은 위의 引張試驗機에 付屬되어 있는 積分器에 의하여 靱性值를 測定하였다. 또 引張試片의 破斷面은 走査電子顯微鏡(JEOL-20KV)으로 觀察하였다.

凝固組織觀察은 一方向凝固한 各試料의 中央部分에서 길이 7mm로 切斷하여 그 表面을 約 10°程度 傾斜시켜 研磨한 後 鹽酸水溶液(1+1)으로 最大 30秒까지 深蝕시킨 것을 走査電子顯微鏡에 의하여 觀察하였다.

3. 實驗 結果

3.1 機械的 性質

Fig. 3. 은 A-1(Al-2.0%Fe-0.5%Ni), A-2(Al-2.0%Fe-1.0%Ni), A-3(Al-2.0%Fe-1.5%Ni)를 各 各 $R=1.25\sim 75\text{mm/min}$ 의 範圍內에서 一方向凝固시킨 複合材料의 引張試驗 및 0.2%耐力을 比較한

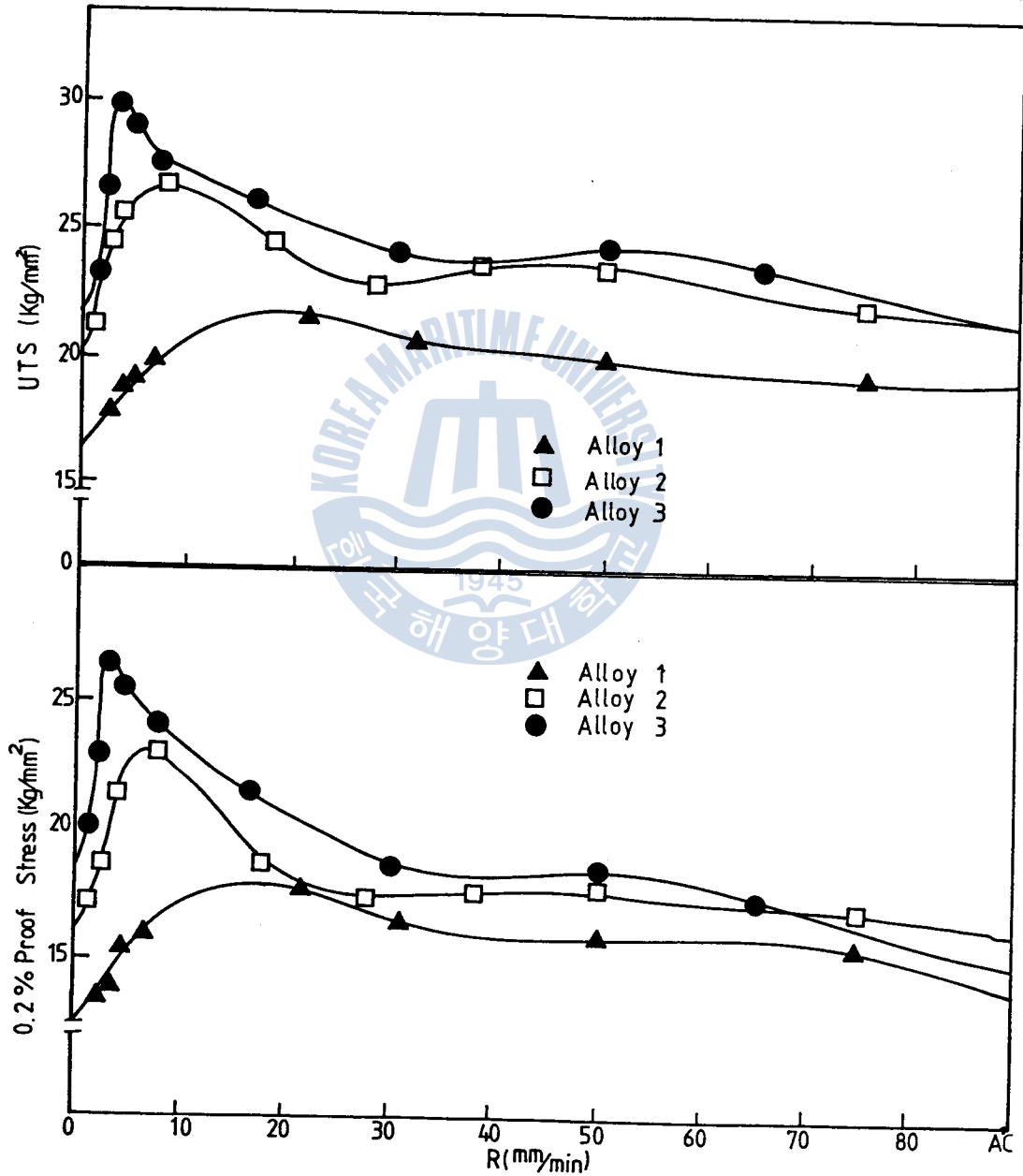


Fig 3. Tensile and Yield strength of Al-Fe-Ni alloys related to solidification rate(R)

것이다. 여기에서 Ni의 添加량이 添加順序를 影響하여 强度 및 耐力이 모두 높아지는 것으로 나타났다. 凝固速度 $R=0\sim 3\text{mm/min}$ 의 範圍에서 R 의 값이 增加하는데 따라 强度와 耐力은 急激히 增加하다가 $R=3\sim 6\text{mm/min}$ 의 範圍에서 最高值를 나타내었다. 그리고 $R=6\text{mm/min}$ 以上에서 强度와 耐力은 완전히 減少하였으며 强度와 耐力의 減少는 別로 顯著하지 못하다.

Fig. 4. (A-4) Al-1.5%Fe-0.5%Ni, A-5(Al-1.5%Fe-1.0%Ni), A-6(Al-1.5%Fe-1.5%Ni)를 各

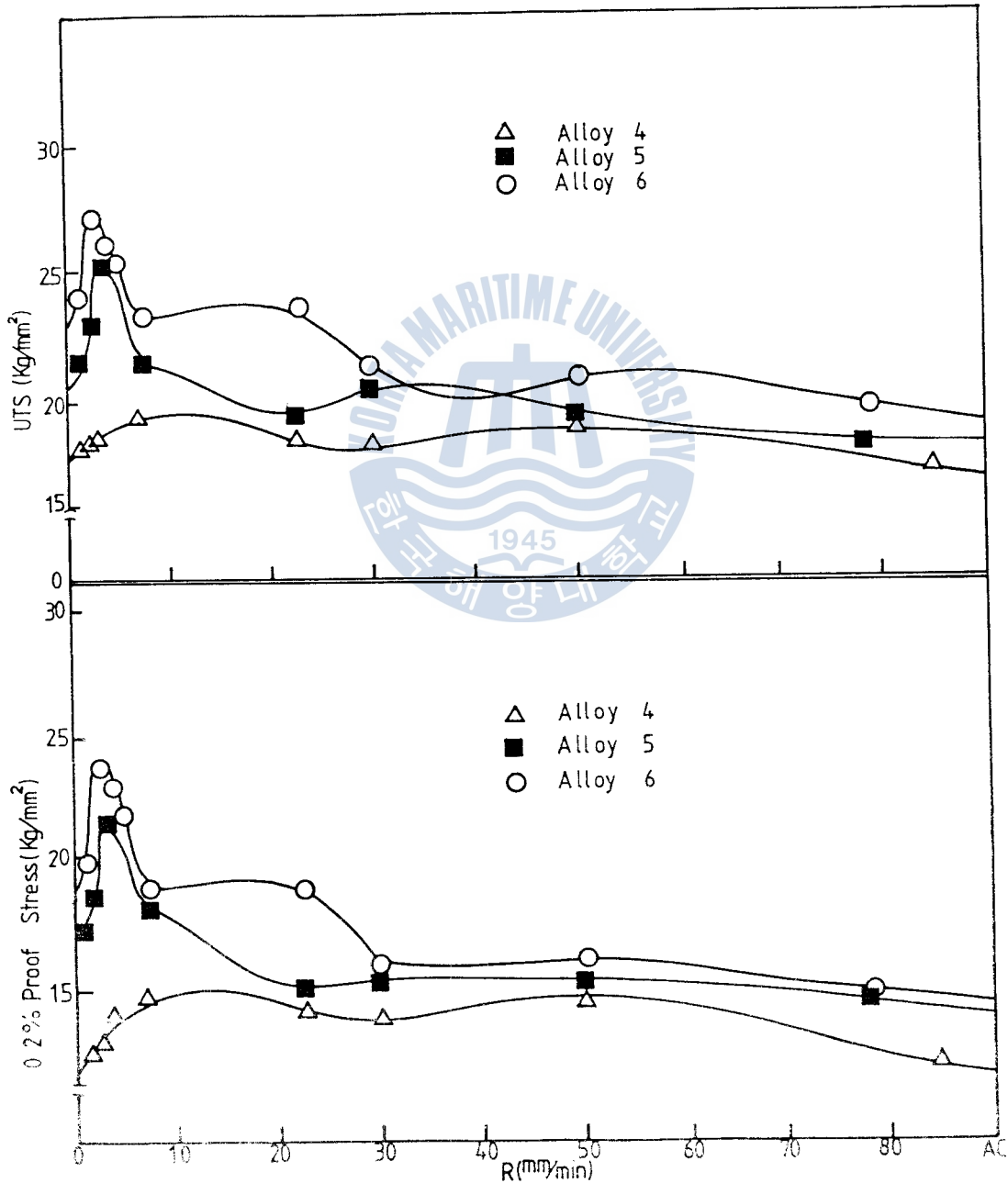


Fig. 1. Tensile and Yield strength of Al-Fe-Ni alloys related to solidification rate(R)

各凝固速度 $R=1.2\sim 85\text{mm/min}$ 의 範圍內에서 一方向凝固시킨 複合材料의 引張強度와 0.2%耐力을 나타낸 것이다. 여기에서도 또한 Ni의 添加量이 많아질수록 引張強度와 0.2%耐力은 增加하였다. 凝固速度 $R=0\sim 2\text{mm/min}$ 의 範圍에서 強度와 0.2%耐力은 急激히 增加하다가 $R=2\sim 5\text{mm/min}$ 의 範圍에서 強度와 耐力의 最大値를 나타내었다. 그리고 $R=8\text{mm/min}$ 以上에서는 完滿히 減少하였다.

結果的으로 A-1, 2, 3이나 A-4, 5, 6이 多같이 類似한 強度의 變化傾向이 있음을 알 수 있다.

그리고 Ni의 含量이 같은 合金일 경우에, 같은 凝固速度일 때에는 Fe의 含量이 많은 쪽이 引張強度 및 耐力이 큰 것을 알 수 있다. 또 같은 Fe(%)에 대한 最高強度는 Ni의 含量이 많아 질수록 凝固速度가 작은 쪽으로 나타나는 것을 觀察할 수 있다.

Fig 5.는 各試料의 硬度値를 나타낸 것이다. 各試料는 大本的으로 $R=0\sim 4\text{mm/min}$ 의 範圍에서 R의 값이 增加하는데 따라 急激히 增加하다가 $R=4\sim 6\text{mm/min}$ 의 範圍에서 最大値를 나타내었다. 그리고 $R=6\sim 10\text{mm/min}$ 以上에서는 R의 값이 增加하는데 따라 徐徐히 減少하였다.

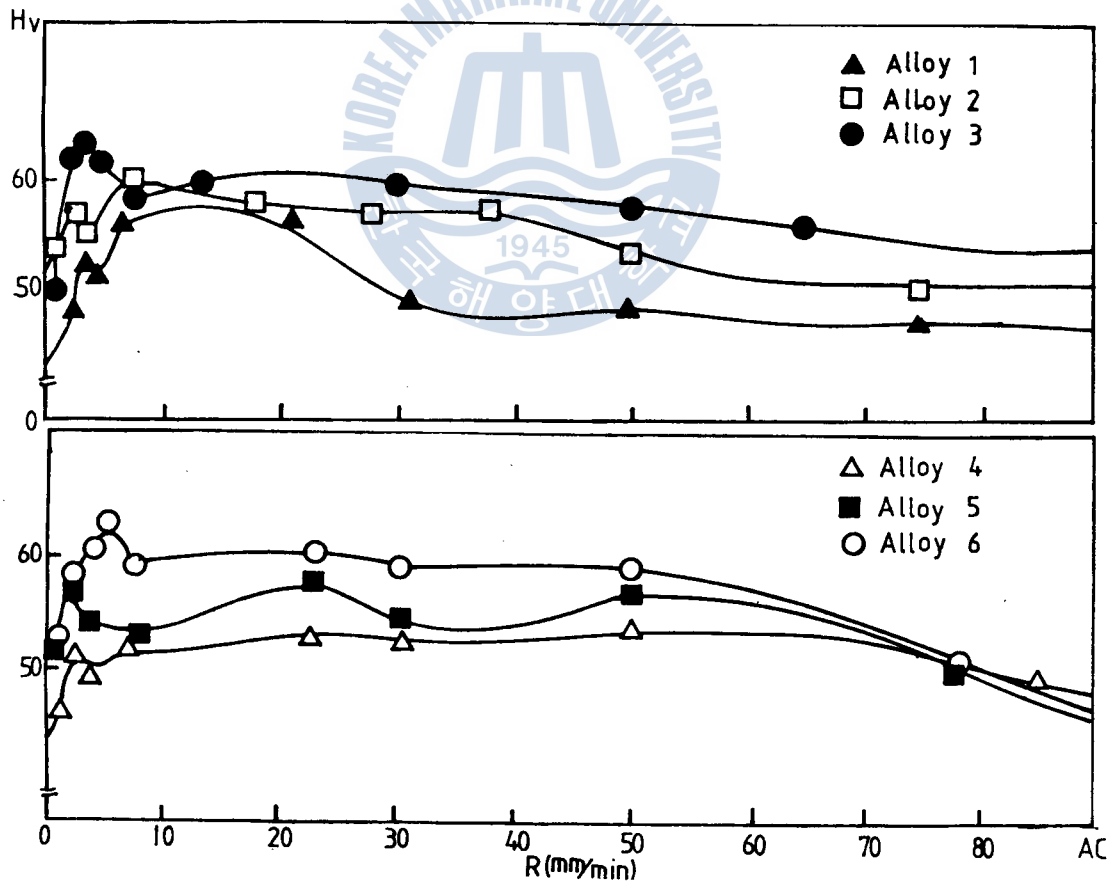


Fig. 5. Micro vickers hardness of Al Fe Ni alloys related to solidification rate(R)

各試料의 硬度는 一般的으로 Fe의 含量이 같은 條件에 對한 Ni의 含量이 작은 것이 낮게 나타났고, 또 Fe의 含量이 같은 試料에서 硬度の 最高値는 Ni의 含量이 많아질수록 R의 값이 작은 쪽에 나타났다.

Fig. 6. 은 各試料의 延伸率을 나타낸 것이다. 各試料는 R=0~5mm/min의 範圍에서 R의 값이 증가함에 따라 急激히 減少하다가 R=7~20mm/min의 範圍에서 最小値를 나타내었다. 또 R=25mm/min 以上에서는 急激히 增加하며 R=30mm/min 以上에서는 거의 一定해진다.

그리고 Fe의 含量이 같은 試料에 對해서는 Ni의 含量이 많아질수록 延伸率은 一般的으로 작다.

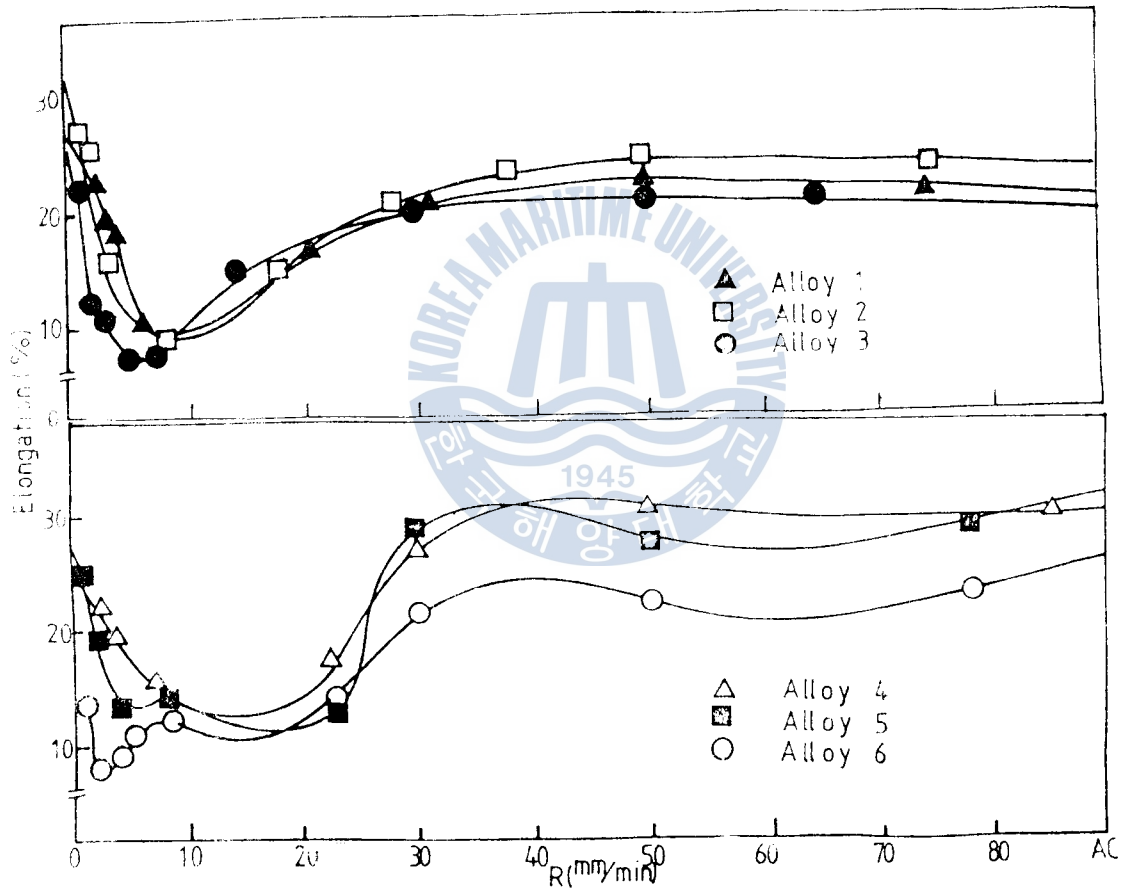


Fig. 6. Elongation of Al Fe Ni alloys related to Solidification rate(R)

Fig. 7. 은 各試料의 靱性을 나타낸 것이다. A-1, A-2, A-3의 變化는 一律的은 아니지만 R=15~50mm/min의 範圍에 最大値가 存在하다가 R=5mm/min의 位置에 最小値의 崙(谷)이 發生하고 그 以下에서 잠시 增加하였다가 다시 減少하는 異常變化를 나타 내었다.

A-4, A-5, A-6의 靱性値는 大體로 R=0~5mm/min의 範圍에서는 R의 값이 增加하는데 따라 急激히 增加하고 R=5~30mm/min의 範圍에서는 R의 增加와 더불어 完滿히 減少한다. 그리고 R=30~50mm/min의 範圍에서 最小値가 生기고 R=50mm/min 以上에서는 점차 完滿히 增加하나 顯著하

지 않다.

結局 靱性の 最大값은 A-1, 2, 3 試料群이 A-4, 5, 6 試料群보다 R의 값이 큰 쪽에서 나타났고 Ni의 含量보다는 Fe의 含量이 靱性の 變化에 더욱 많은 影響을 주는것 같이 보인다.

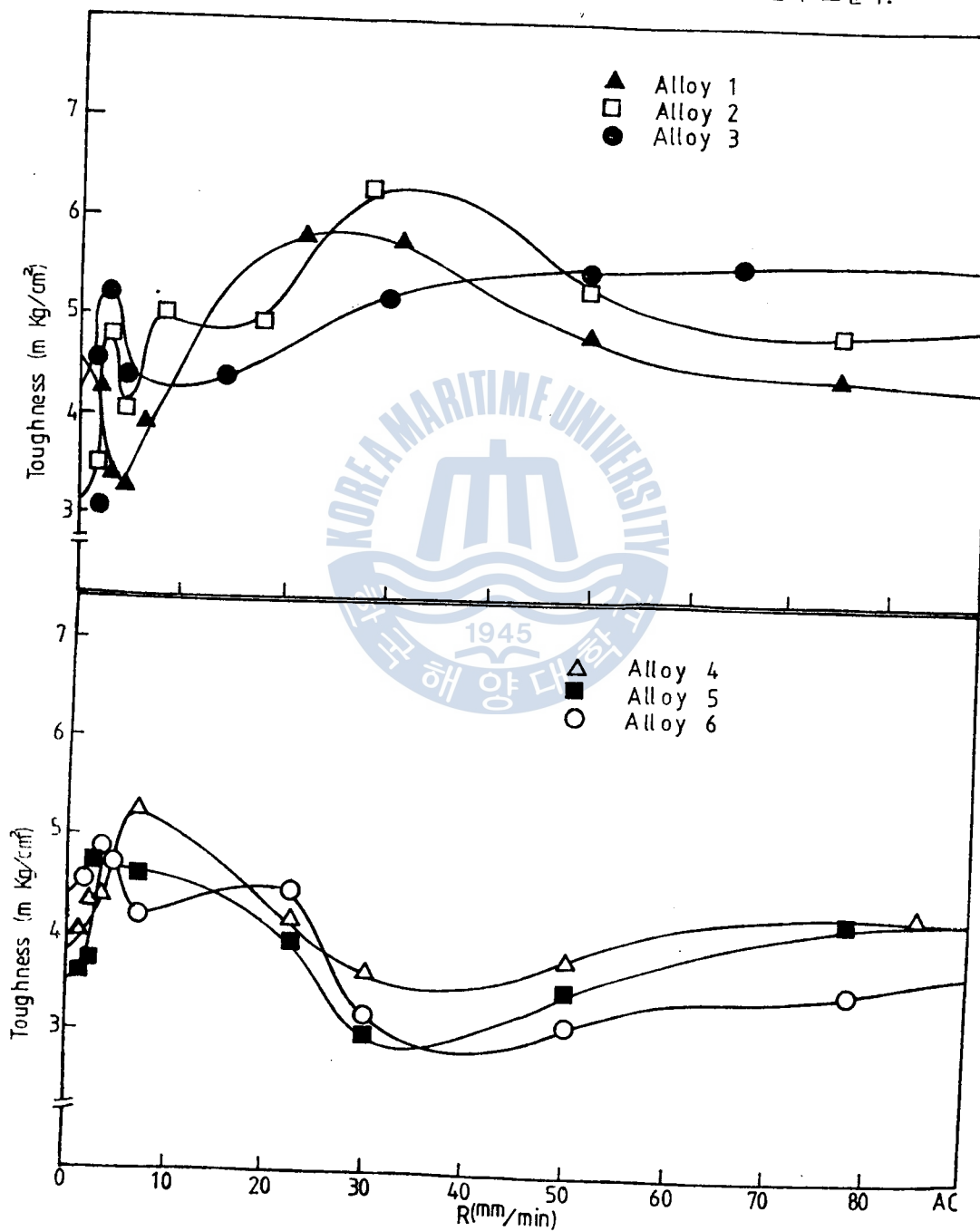
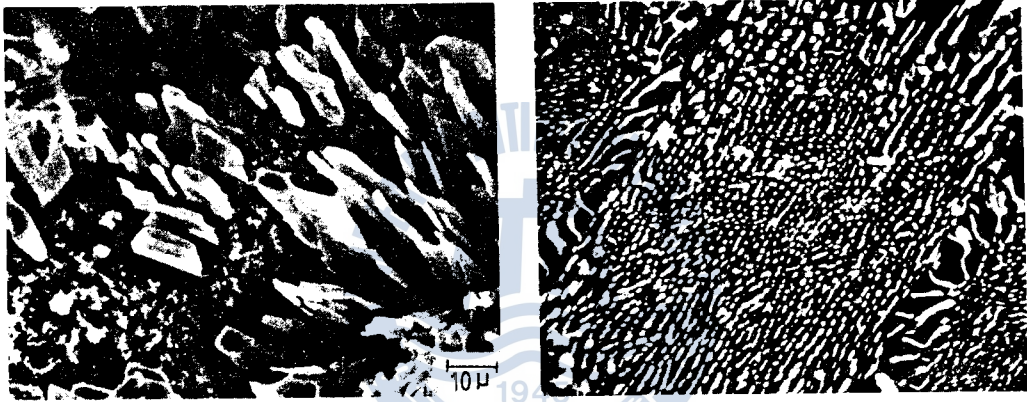


Fig.7. Toughness of Al-Fe-Ni Alloys related to Solidification rate(R)

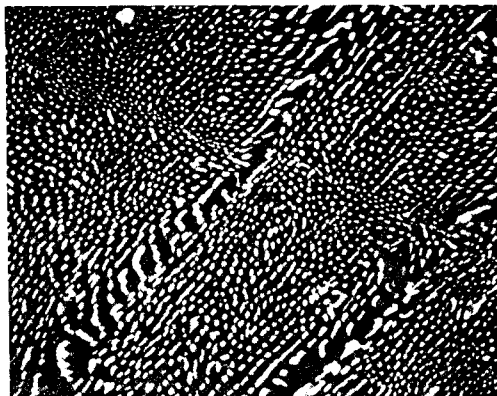
3.2 組織觀察

Photo. 1. 은 A-6의 一方向凝固組織中에서 凝固速度가 各各 다른 4 種을 擇하여 組織의 變化過程을 觀察한 것이다. (a)는 凝固速度 R=1.25mm/min로서 凝固速度가 比較的 느린 一方向凝固組織으로 粗大한 Ribbon 狀組織 속에 若干의 Rod狀組織이 混在하고 cell 境界가 매우 큰 狀態를 나타내고 있다. (b)는 R=2.42mm/min, (c)는 R=4.87mm/min 로 一方向凝固시킨 組織인데 Rod 狀組織이 規則的으로 配列되고 Rod의 굵기가 大略同一하며 cell 境界가 매우 좁은 組織이다. 또 (b)와 (c)를 比較하면 (b)쪽은 Rod狀組織이 다소 굵게 成長하였고 cell 境界의 넓이도 若干 넓다. (d)는 R=30.5

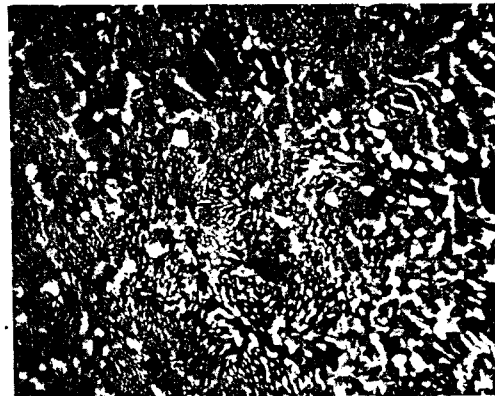


(a) R=1.25mm/min

(b) R=2.42 mm/min



(c) R=4.87 mm/min



(d) R=30.5 mm/min

Photo. 1. Scanning electron micrographs of unidirectionally solidified Al-1.5%Fe-1.5%Ni composites

mm/min의 凝固速度가 比較的 큰 一方向凝固組織으로서 微細한 Rod狀組織속에 $FeAl_3$ 로 보이는 Ribbon狀組織⁵⁾이 混在된 組織이다.

Photo. 2. 는 A-3에서 凝固速度가 各各 다른 4種을 擇하여 組織의 變化過程을 觀察한 것이다. (a)는 凝固速度 $R=2.50\text{mm/min}$ 로 一方向凝固시킨 組織인데 Ribbon狀組織이 매우 發達되어 있으며 그 成長方向이 軸方向과 一致한 것과 그리고 다른 方向으로 傾斜되어 成長한 組織의 混合組織이다. (b)는 $R=4.05\text{mm/min}$ 로 凝固시킨 組織인데 Ribbon狀組織 속에 Rod狀組織이 成長되어 있음을 볼 수 있고 (c)는 $R=7.69\text{mm/min}$ 로 (b)보다 Rod狀組織이 매우 發達되어 있다. (d)는 $R=22.5\text{mm/min}$ 로 凝固速度가 比較的 큰 것인데 微細한 Rod狀組織이 매우 密集되어 있는 것이 觀察된다.

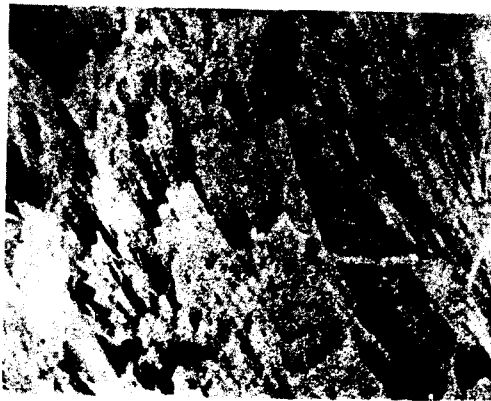
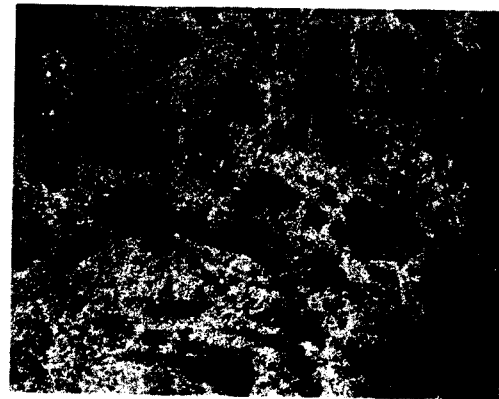
(a) $R=2.50\text{mm/min}$ (b) $R=4.05\text{ mm/min}$ (c) $R=7.69\text{ mm/min}$ (d) $R=22.5\text{mm/min}$

Photo. 2. Scanning electron micrographs of unidirectionally solidified Al-2.0%Fe-1.5%Ni composites

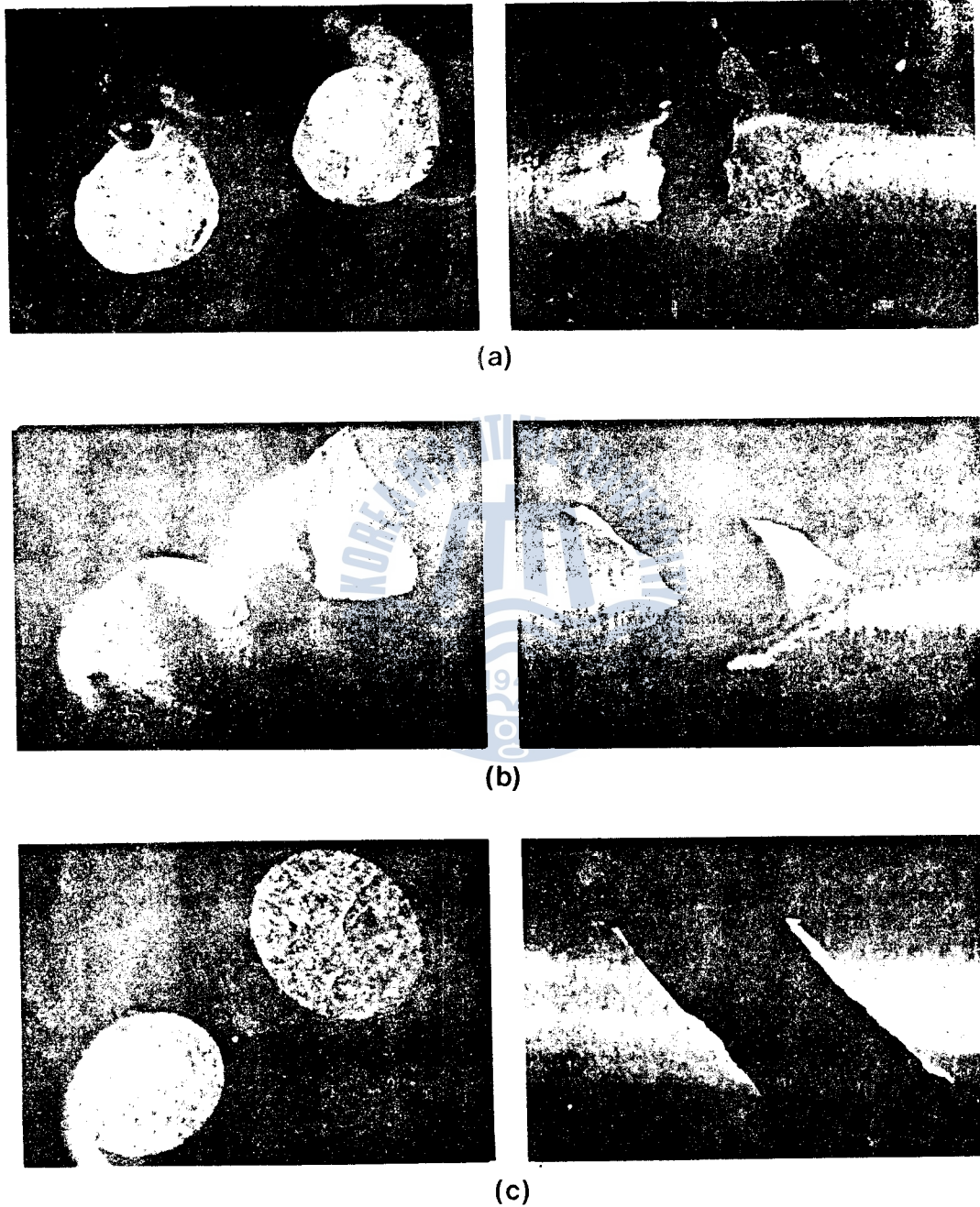


Photo. 3. Fractures and fractured planes viewed at the macroscopic level caused by tensile test

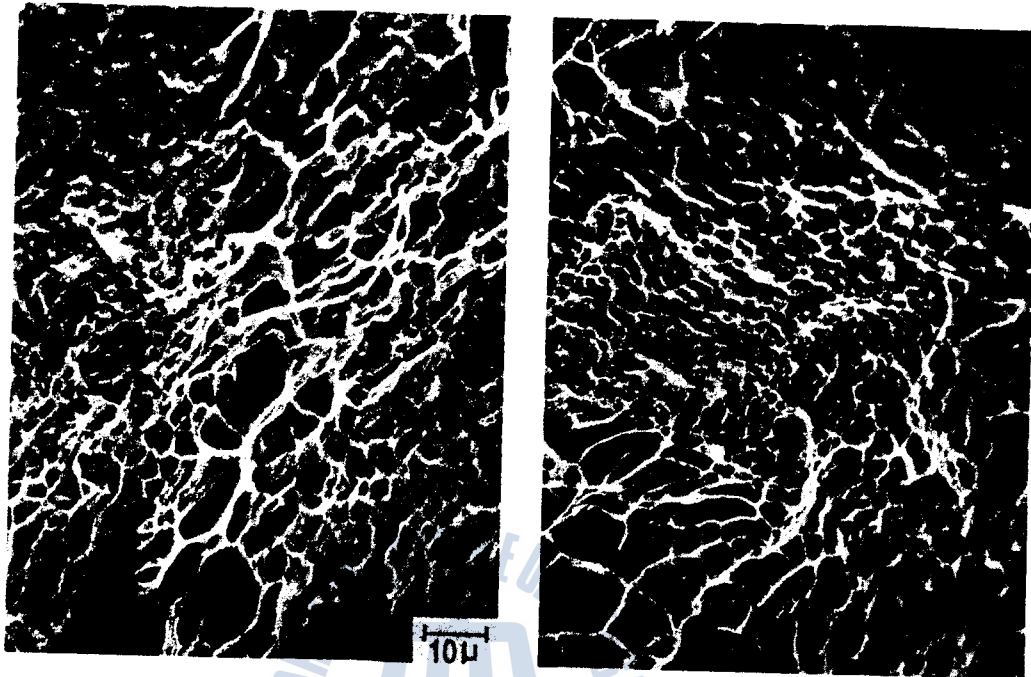
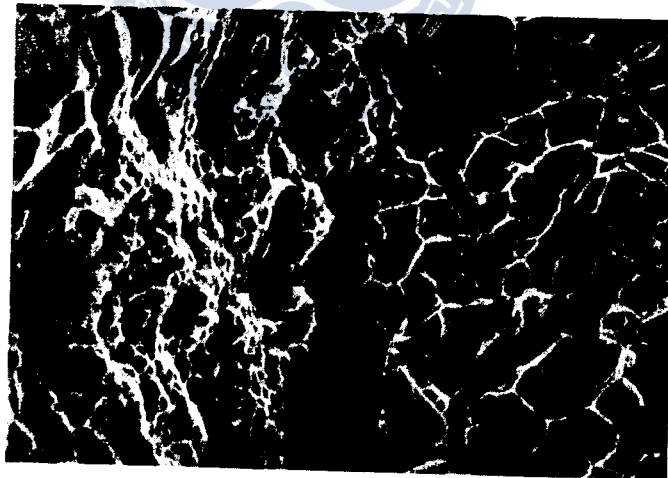
(a) $R=1.25\text{mm/min}$ (b) $R=4.87\text{mm/min}$ (c) $R=30.5\text{mm/min}$

Photo. 2. Scanning electron microfractographs of unidirectionally solidified Al-1.5%Fe-1.5%Ni composites after tensile test

3.3 破斷面觀察

Photo. 3. 은 본實驗에서 引張破斷된 代表的 形態와 그 破斷面을 나타낸 것이다. 破斷面은 어느 것이나 매우 平靱이며 結晶粒粗大化에 의한 脆性破斷面과 같이 보이지만 破斷形態를 보면 모두 延性破斷의 特徵을 나타내고 있다. 一般的으로 (a)는 低強度에서 일어 났으며 (b)는 中強度 (c)는 高強度를 나타낸 材料에서 볼 수 있었다.

Photo. 4. 는 A-6引張試片의 引張破斷面을 走査電子顯微鏡으로 觀察한 것이다. (a)는 $R=1.25\text{mm/min}$ 로 一方向凝固시킨 것인데 cell境界에 넓고 큰 dimple이 있고 左右의 兩 cell에는 좁고 微細한 dimple이 보인다. (b)는 $R=4.87\text{mm/min}$ 로 一方向凝固시킨 것으로써 中央에 넓게 微細한 dimple이 모여 있으며 그 周圍의 cell境界에 큰 dimple이 보인다. (c)는 $R=30.5\text{mm/min}$ 로 一方向凝固시킨 組織인데 (a), (b)와 比較해서 微細한 dimple 하나의 面積은 약간 좁게 나타나 보이고 큰 dimple이 많이 混入되어 있다.

4. 考 察

4.1 機械的 性質의 變化

複合材料의 強度는 Matrix의 強度와 纖維의 強度, 相間隔 및 纖維의 形狀에 影響을 받으며, Fleming 등의 組成的 遞冷說에 의하면 溫度勾配 G와 凝固速度 R의 比 G/R 가 클수록 Composite組織이 生成되기 쉽고, 이때 composite組織을 얻기 위하여는 合金元素가 많이 添加될수록 더욱더 큰 G/R 比가 要求된다고 報告되어 있다.

Photo. 1. 과 Fig. 4. 에서 보는 바와 같이 A-6合金은 凝固速度 R이 5~20mm/min의 範圍에서는 cell의 境界가 작고 Rod狀이 매우 規則的으로 發達되어 強度는 매우 높게 된다. 그러나 그 以下の 凝固速度에서는 纖維相이 Rod狀態로부터 急激히 Ribbon狀態로 變化하며, 組織이 粗大化되고, cell境界가 增大되기 때문에 強度는 急激히 減少한다. 또 凝固速度 R이 20mm/min 以上이 되면 Rod相이 微細化되며, 相間隔이 減少되어 強度는 增加하지만, Rod 以外の 複雜한 組織이 混在하는 까닭에 強度는 顯著하게 增加하지 못하고 完만하게 變化한다.

Photo. 2. 와 Fig. 3. 에서 볼수 있는 바와 같이 A-3合金에서의 複合材料의 強度는 R이 작은 쪽에서 큰 쪽으로 移動하는데 따라 增加하다가 R이 어느 限界에 到達하면 Ribbon狀組織으로 부터 Rod狀組織으로 變化하고, 또 纖維의 成長方向도 傾斜진 方向에서 軸方向으로 變化하기 때문에 強度는 增加하여 最大點에 到達함을 알 수 있다. 이것은 引張軸의 方向과 纖維의 方向이 一致할 때 強度가 가장 크고 90°일 때 強度가 가장 작다는 Kelley¹⁾의 主張과 잘 一致한다.

本實驗에서 同一한 Fe(%)를 가지는 組織의 合金에서 Ni의 含量이 增加할 수록 最高強度를 가지는 凝固速度의 값은 작은 쪽으로 移動했다는 것을 指摘한 바 있었는데 이것은 Fleming 등이 報告한 事實과 잘 一致한다고 하겠다.

硬度值의 變化양상은 Fig. 5. 와 A-6의 凝固組織을 比較하므로써 알 수 있다. 凝固速度 $R=0\sim 2\text{mm}/\text{min}$ 와 같은 範圍에서는 Photo. 1. (a)에서와 같이 Ribbon狀 組織이 매우 發達한 데다가 相間隔도 매우 커서 硬度值는 낮고 이보다 若干 增加된 凝固速度 $R=2\sim 7\text{mm}/\text{min}$ 에서는 Photo. 1. (b), (c)에서와 같이 Ribbon狀 組織은 거의 消滅되고, Rod狀 組織이 增加되었으며 그 配列 또한 規則적으로 變化하였기 때문에 硬度值는 增加하였다. 그러나 凝固速度 $R=7\text{mm}/\text{min}$ 以上에서는 Photo. 1. (d)에서와 같이 Rod狀 組織의 變化와 相間隔의 減少에 의하여 硬度值는 增加되어야 하나 Rod狀 組織以外의 複雜한 相이 混在되기 때문에 結果적으로 凝固速度의 增加에 대한 硬度值는 增加하지 못하고 오히려 完전히 減少하였다.

이 原因은 Photo. 2. (a)에서 보는 바와 같이 Rod狀 組織이 Ribbon狀 組織으로 變化하여 粗大化하는 것과 同時에 Ribbon狀 組織의 成長方向이 試料의 軸方向으로 부터 傾斜되기 때문인 것으로 思料된다.

또 延伸率과 0.2% 耐力을 살펴보면 耐力이 增加하면 延伸率은 減少하고 耐力이 減少하면 延伸率은 增加함을 나타내고 있다. 이것도 Rod狀 組織이 成長하고 粗大化한 Ribbon狀 組織이 되어 成長方向과 傾斜하기 때문이라 생각된다. 이것은 引張軸方向과 纖維의 方向이 一致할 때에 가장 延伸率이 작고 45° 일 때 最大이며 90° 일 때에는 다시 低下한다는 Kelley¹⁾의 主張과 잘 一致한다.

本 研究에서 靱性值의 變化過程을 考察하기 위하여 다음과 같이 그 變化過程을 段階적으로 區分하였다. 纖維와 Matrix가 다같이 彈性的일 때에는 應力—變形率의 關係는 直線으로 된다. 이것을 第1段階, Matrix가 降伏하거나 界面이 剝離 또는 組織의 一部分이 破壞되어 應力—變形率關係가 直線으로 부터 離脫하는 경우를 第2段階, 그리고 纖維가 全面的으로 破壞되어 應力—變形率關係가 最高點에 達한 後의 段階를 第3段階로 하였다.

앞에 圖示된 Fig. 7.은 各試料의 靱性值를 表示하였으며 Fe의 含量이 2.0%인 群은 凝固速度 $R=20\sim 30\text{mm}/\text{min}$ 에서 靱性值의 最大가 되고, Fe의 含量이 1.5%인 群은 $R=5\sim 25\text{mm}/\text{min}$ 의 範圍에서 靱性值가 最大로 되며 A-1, 2, 3群이 A-4, 5, 6群보다 靱性值가 높게 나타나는 것을 볼 수 있다.

本 實驗의 引張試驗에서 圖示한 A-1 및 A-5의 荷重—變形線圖의 一部分을 凝固速度 R의 값이 비슷한 것끼리 짝을 지어 比較하면서 靱性의 變化過程을 考察하고자 한다.

Fig. 8.은 A-1과 A-5에서 R의 값이 비슷한 것끼리 짝지어 그린 荷重—變形線圖이다.

이 線圖에서 $R=5\text{mm}/\text{min}$ 以下の 凝固速度에서는 A-1은 위의 第3段階와 같고 A-5는 第1~2段階와 같이 되며 最大荷重은 A-5 쪽이 A-1보다 크지만 變形量은 작다. $R=10\text{mm}/\text{min}$ 附近에서는 A-1, A-5 모두 다같이 위의 第3段階로 되나 最大荷重과 變形量에는 큰 差異가 없다. $R=20\text{mm}/\text{min}$ 附近에서는 A-1, A-5 모두 第3段階의 양상을 나타내지만 A-1쪽이 最大荷重과 變形量이 모두 크다. $R=70\text{mm}/\text{min}$ 以上이 되면 A-1은 위의 第3段階와 같게 되고 A-5는 第2段階에 가까워진다. 그리고 最大荷重은 A-1이 크고 變形量은 A-5가 크다.

結果적으로 荷重—變形線圖의 面積은 A-1이 $R=20\text{mm}/\text{min}$ 附近에서 가장 크고 A-5는 $R=7\text{mm}/\text{min}$ 附近에서 가장 크다. 따라서 靱性值는 A-1에서 荷重과 變形量이 가장 큰 凝固速度 $R=20\sim 30$

mm/min인 範圍에서 最大가 되고 A-5는 凝固速度 $R=3\sim 10\text{mm/min}$ 의 範圍에서 最大가 되지만 結果적으로 A-5의 靱性의 最大値는 A-1의 靱性의 最大値보다 낮게 나타났다. 即 靱性値의 最大値는 荷重値와 變形量이 모두 큰 곳에서 일어나는 것을 볼 수 있으므로 纖維의 規則的 配列과 함께 Matrix도 強化되어야 함을 알 수 있다.

結局 A-1, 2, 3은 A-4, 5, 6보다 纖維가 Matrix의 強化에 미치는 能力이 크다고 할 수 있다.

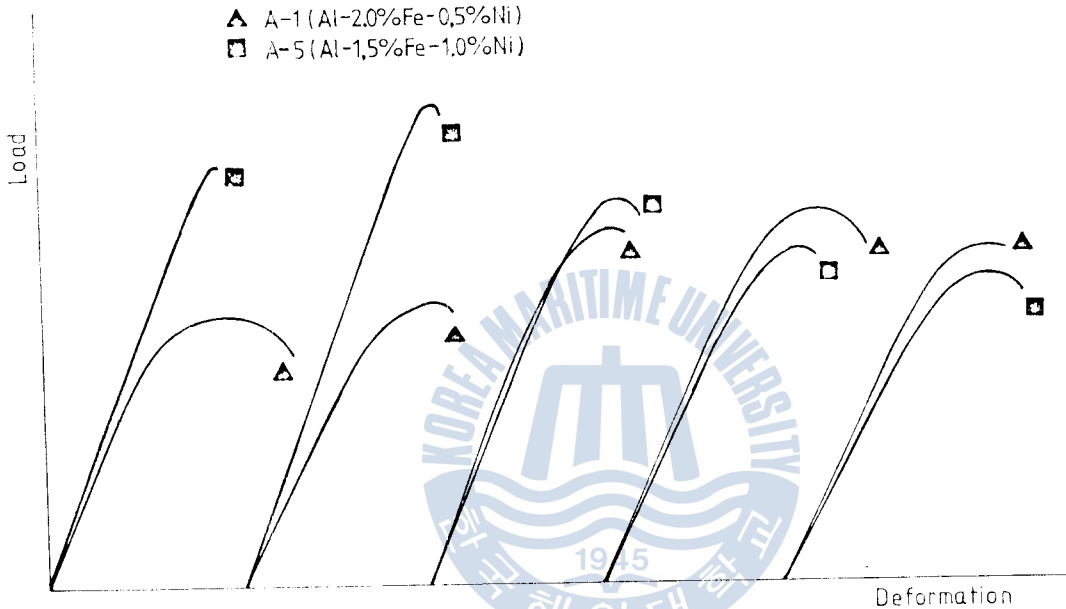


Fig. 8. Load Deformation diagrams for the couples with similar unidirectional solidification rates(R)

4.2 破斷面의 顯微鏡組織의 變化

Photo. 4. 는 A-6合金의 破斷面에 대한 走査電子顯微鏡組織의 變化狀態를 觀察한 것인데 (a), (b), (c)는 凝固速度가 各 $R=1.25\text{mm/min}$, $R=4.87\text{mm/min}$, $R=30.5\text{mm/min}$ 로 一方向凝固시킨 組織이다. 이들 (a), (b), (c)의 模樣에는 特別한 變化가 없고 어느 것이나 비슷한 dimple의 群으로 이루어져 있으며 어느 組織이나 延性破壞를 일으킨 것을 알 수 있다.

Photo. 1. 과 Photo. 4. 는 試料의 橫斷面組織과 引張破斷面에 대한 組織이다. 이 中 Photo. 4. (a)의 매우 큰 dimple은 Photo. 1. (a)의 cell境界의 크기와 거의 같고 中間 dimple은 Ribbon의 크기와 그리고 微細한 dimple은 Rod의 크기와 거의 一致하는 것을 볼 수 있다. Photo. 1. (b)와 Photo. 4. (b)에서도 同一한 양상이 觀察되었다. 또 Photo. 1. (d)와 Photo. 4. (c)를 比較하면 Photo. 1. (d)에서는 無秩序하게 混合된 Rod狀 및 Ribbon狀과 같은 組織들이 觀察되었고 Photo. 4. (c)에서도 크고 작은 dimple이 混在되어 있음을 볼 수가 있다. 即 cell을 가지는 複合材料가 引張力을 받으면 纖維가 먼

저 破斷되고 Matrix는 어느 程度 더 伸長된 後에 破斷을 일으키는 것으로 생각되므로 纖維는 破斷되면서 빠져나가고 破斷된 纖維의 나머지部分은 Matrix의 伸長에 의하여 골짜(谷)底面에 남게 된다. 따라서 Photo.4.(a), (b), (c)에서 觀察된 微細한 dimple은 纖維가 破斷되면서 Matrix에서 빠져나간 痕跡으로 생각되고 큰 dimple⁹⁾部分은 Matrix가 延性破斷된 痕跡이라고 생각된다.

4.3 混合法則의 適用

cell이 存在하지 않는 Rod狀 試料에 대한 複合材料의 彈性係數와 應力^{7,8)}은 混合法則에 의하여

$$E_c = \alpha E_f V_f + E_m V_m = \alpha E_f (1 - V_m) + E_m V_m \quad \text{①}$$

$$\sigma_c = \beta \sigma_f V_f + \sigma_m V_m = \beta \sigma_f V_f + \sigma_m (1 - V_f) \quad \text{②}$$

으로 나타내어 지는 데 여기서

E_f, E_m : 纖維 및 Matrix의 縱彈性係數

E_c, σ_c : 複合材料의 縱彈性係數 및 破壞應力

V_f, V_m : 纖維 및 Matrix의 體積率

σ_f : 纖維의 破壞應力

σ_m : 纖維의 破壞變形率에 대한 Matrix의 應力

α, β : 纖維의 形態에 의하여 決定되는 係數

一方向強化의 경우 1.0

2 直交方向의 경우 0.5

纖維의 方向이 自由인 경우 3/8

이다.

지금 纖維의 縱彈性係數 및 應力を 求하기 위하여 A-6 中에서 凝固速度 $R=4.87\text{mm/min}$ 인 複合材料를 擇하여 反復引張試驗에 의한 縱彈性係數를 求한 結果를 Table 2.에 表示하였다. 이와 같이하여 求한 이 複合材料의 縱彈性係數는 大略 $E_c \approx 7900\text{Kg/mm}^2$ 이다. 또 纖維에 의하여 拘束된 Matrix의 縱彈性係數 E_m 는 大略 7500Kg/mm^2 ^{10,11)}로 報告되어 있으므로 이 實驗에서 實測된 體積率 $V_f=0.096$ 을 式①에 代入하므로써 얻어진 纖維의 縱彈性係數는 $E_f \approx 11,800\text{Kg/mm}^2$ 이다. 이 計算値는 NiAl_3 纖維의 縱彈性係數 $E_{\text{NiAl}_3} \approx 14,000\text{Kg/mm}^2$ ^{10,11)}에 比하여 작은 값이지만 前述한바와 같이 纖維組織이 完全한 均一 Rod狀 組織이 아닌 데다가 cell境界를 가지는 組織이기 때문이라고 생각된다.

또 이와 同一한 組成의 合金으로 같은 凝固速度를 갖는 複合材料의 纖維破壞應力 σ_f 를 求해 보면 Matrix의 應力値를 $\sigma_m=4.8\text{Kg/mm}^2$ ¹²⁾로 보고 複合材料의 破壞應力 σ_c 는 實測에 의하여 얻은 實測値 $\sigma_c=25.4\text{Kg/mm}^2$ 을 式②에 代入하여 $\sigma_f \approx 220\text{Kg/mm}^2$ 을 얻었다. 이것 역시 $\sigma_{\text{NiAl}_3} \approx 300\text{Kg/mm}^2$ ^{10,11)}에는 매우 모자라는 값이지만 前述한 바와 같이 完全한 均一 Rod狀 組織이 아니기 때문이라고 생각된다.

Table 2 Calculated value of Young's modulus in unidirectionally solidified

Al 1.5%Fe 1.5%Ni alloy $R=4.87\text{mm/min}$

$\phi=5.0\text{mm}$ $A=19.635\text{mm}^2$ $L=20.0\text{mm}$

Load P (kg)	Basic Load P_0 (kg)	Measuring value(10^{-4}mm)		Deformation(10^{-4}mm)			Remark
		Upper deviation	Lower deviation	Total D	Permanent D	Elastic D	
	50	0	0	0	0	0	16 °C
60	50	62	31	31	18	13	
70	50	113	49	64	35	29	
80	50	148	61	97	48	39	
90	50	199	91	108	58	50	
100	50	247	103	144	79	65	
110	50	292	129	163	88	75	
120	50	333	153	185	96	89	
130	50	378	163	215	104	101	
140	50	429	189	240	125	115	
150	50	486	220	266	138	128	
160	50	574	280	294	150	144	
170	50	720	399	321	165	156	

$P - P_0$	λ	$(P - P_0)\lambda \times 10^{-4}$
10	13	130
20	29	480
30	39	1170
40	50	2000
50	65	3250
60	75	4500
70	89	6230
80	101	8080
90	115	10350
100	128	12800
110	144	15840
120	156	18720

$\sum(P - P_0)^2 = 65000$

$\sum(P - P_0)\lambda = 83.650 \times 10^{-4}$

$$E_c = \frac{L \cdot \sum(P - P_0)^2}{A \cdot \sum P \lambda} = \frac{20 \times 65000}{19.635 \times 83650 \times 10^{-4}} = 7900 \text{ (kg/mm}^2\text{)}$$

5. 結 論

純度 99.9% 級の Al 에 微量의 同純度 99.9%의 電解鐵과 Ni 을 添加한 Al-Fe-Ni 合金을 溫度勾配 80°C/cm, 凝固速度 $R=1.2\sim 85\text{mm/min}$ 로 一方向 凝固시킨 後 凝固速度別로 引張試驗, 硬度試驗, 靱性試驗 및 破斷面組織檢査를 實施하여 다음과 같은 結論을 얻었다.

- 1) 凝固速度가 增加하는데 따라 複合材料의 晶出相은 Ribbon狀 組織으로 부터 Rod狀 組織으로 變化한다.
- 2) 複合材料의 強度는 凝固速度의 增加에 따라 晶出相이 Ribbon狀 組織으로 부터 Rod狀 組織으로 變化하는 過程에서 急激히 增加한다.
- 3) Rod狀 組織에 대한 應力과 縱彈性係數는 대체로 混合法則과 一致하며 그 計算結果는 前者는 $\sigma_f = 220\text{Kg/mm}^2$ 이고 後者는 $E_f = 11,800\text{Kg/mm}^2$ 이다.

參 考 文 獻

- 1) M. C. Flemings et. al ; "Growth of Ternary composites from the Melt. ; Part 1". Met. Trans., Vol. 3 (1972)p. 3133
- 2) M. C. Flemings et. al ; *Ibid.*, 6A(1975)p. 1009
- 3) A. S. Tortika, A. I. Somov and yu. P. Kurilo ; Phys. Met. Metallogy. Vol. 42(1976) p. 194
- 4) L. A. Willey ; [Metals Hand book], Vol. 8(1973) p. 393
- 5) 李學周·洪俊杓·趙顯麒 ; Al-Fe-Mn 3元系合金의 一方向 凝固組織과 機械的 性質 ; 大韓金屬學會. Vol. 19, No. 5(1981) p. 394(6)
- 6) M. C. Flemings ; [Solidification processing] McGraw-Hill, (1974)
- 7) A. Kelly and R. B. Nicholson ; Strengthening methods in crystals ; (1971) p. 505
- 8) 藤井太一 ; 複合材料의 力學 ; 材料 Vol. 25 No. 269(1976) p. 201
- 9) 北川英夫 ; 破壞力學と 材料強度講座. Vol. 15(1978) p. 6
- 10) R. W. Hertzberg, F. D. Lemkey and J. A. Ford ; Trans. Met. Soc. AIME. Vol. 233(1965) p. 342
- 11) B. Cantor, G. A. Chadwick ; J. Material Science Vol. 10(1975) p. 578
- 12) 日本金屬學會編 ; 金屬便覽. 丸善, 東京, (1956) p. 706