

# 鑄造鐵錳鋁合金之高溫機械性質研究

作者：邱焯琳

## 壹、緒論

隨著時代進步，傳統的鐵鉻鎳系合金鋼，因具有良好的抗氧化性，耐腐蝕及高低溫機械性質，正逐年的被增加需求量(1)。由於全世界的鉻產量有百分之九十五，來自南非及辛巴威，其蘊藏量雖可足供全世界 600 年之久(2)；然而基於經濟及戰略之觀點，早自 40 年前左右即試圖以錳鋁來取代鉻鎳，以發展成不含鉻鎳的鐵錳鋁系特殊合金鋼；況且此種沃斯田鐵系 fcc 結構的鐵錳鋁系合金，除了質輕價廉、材料來源充裕的優點外，尚具有優良的高低溫強度、中低溫延性、耐磨性，及與鐵鉻鎳不銹鋼相類似的良好抗氧化性(3)，優劣評價均有的耐磨性(3、4)。惟其鑄造性與機械加工性則較差(5)。在應用上，Wang (4)的研究認為頗適合於船舶，如螺旋槳(propeller)材料，Charles (6)的研究認為是理想的冷凍機具材料。

鐵錳鋁合金具有時效硬化及加工硬化的特性，一般均冀望其能大量地使用於結構鋼材，因此有關此種合金的各種性質研究，大都著重於冷熱加工板材，僅 Inoue 及其研究同伴(7)曾以急速冷卻技術(rapid quenching technique)進行 Fe-(Ni, Mn)-Al-C 合金的研究，發現所得到的不平衡  $\text{Ni}_3\text{Al}$  型化合物，使合金具有良好的強度和延性。至於有關鑄造組織及其性質的研究，甚為缺乏。目前僅知此種合金在鑄造時較易發生熱烈(hot tear cracking)及夾渣，若施以適當處理則可克服(5)，而鑄造組織較易偏析(6)，鑄造組織之機械性質，以 Wang (4)所作的含有磷、硫及含 0.06% 不純成份的鑄造 Fe-30.5 Mn-10.4 Al-1.3 Si-1 C 而言，其常溫下的抗拉強度和延性均明顯的降低，硬度高達 HRC 40，但仍然令人滿意的認為是理想的特殊用途材料。惟其對組織與性質的探討仍屬不足。

近年來有關鐵錳鋁合金的時效析出特性，在國內研究者(8、9、10)的努力下，已大致可以瞭解其機械行為與顯微組織之變化情形。就 Fe-(25-30)Mn-(8-10)Al-(0.9-1.2)C-(0-1.0)Si 合金而言，在 450 °C 至 550 °C 作時效處理，所產生的析出物只有一種 K 相  $(\text{Fe, Mn})_3\text{AlC}_x$  超結晶格子(superlattice)在晶粒內均勻整合析出，而

使材料達到強化效果，且對延伸率影響不大，在 550 °C 至 750 °C 作時效處理，則所產生的 (Fe, Mn)<sub>3</sub>AlC<sub>x</sub>、B-Mn 及  $\alpha$  鐵析出物均會在晶粒邊界析出，而造成材料脆化。早期 Ham 及 Caisns 共同研究提出的 Fe-34.5Mn-10.2Al-0.76C 合金與 Schmatz 研究推薦的 Fe-30Mn-8Al-1.5Si-1C 合金，在 600 °C 至 750 °C 的拉伸試驗溫度區間，延性均明顯的降低 (8、10)。有關這種高溫延性降低的破壞現象探討，至今仍作得非常有限。對鑄造狀態之合金而言，其高溫機械性質之探討更是缺乏。另一方面，為了進一步評估鑄造鐵錳鋁金的高溫機械性質，本研究亦進行鑄造耐熱合金鋼—H 類合金的高溫機械性質試驗。

基於上面之論述，本研究的目的為：

1. 探討凝固速度對鑄造組織及機械性質的影響。
2. 探討溫度效應對鑄造狀態合金之機械性質的影響。
3. 探討高溫變形之阻抗特性。
4. 評估鑄造鐵錳鋁合金之高溫性質。

## 貳、文獻與理論探討

進一步瞭解鐵錳鋁合金之選擇及其應響、動態變應時效的成因及其影響、高溫延性降低的成因及破壞現象、以及應變速率對機械性質之影響，將有助於本研究之探討，所以本章就有關之文獻作一有系統回顧。

### 2-1 合金元素之選擇及其影響

選擇最有希望的合金成分，研究出最適當的製程，以得到較實用的性質，是目前致力於鐵錳鋁合金研究之取向。因此，瞭解各主要合金元素對合金性質之影響，及適當的合金成分，乃是研究此種合金具有實用價值之前提工作。茲就相關研究之文獻（3、4、6、11、12），綜合如后：

錳是較貴的元素而且非常活潑，若含量太高則將減少高溫抗氧化性、易產生脆性 $\beta$ -Mn，而使合金延性降低、加工困難；但是可以減低鑄造時的熱裂發生。所以錳含量最好不要超過35%。又由於錳是穩定沃斯田鐵相的重要元素之一，若含量低於25%，將可能有部分之肥粒鐵產生。因此，較理想的錳含量應介於25-30%之間。

鋁是合金元素之中抗高溫氧化及耐腐蝕的主要元素，而且可以減低合金密度；惟含量愈高愈急速增加時效時在晶粒邊界析出 $(Fe, Mn)_3AlC_x$  (K相)含量，且析出物之顆粒變大，而使得合金非常脆。因此，較理想的鋁含量是介於8-10%之間。

碳亦是穩定沃斯田鐵相的重要元素之一，若含量低於0.5%，則錳含量必須很高才能得到單相沃斯田鐵相的組織。碳能提高合金之高溫強度，若含量超過1%，則易使合金變脆，並使耐腐蝕性變差。就耐蝕能力之觀點而言碳含量應介於0.5~0.7%之間。就機械性質而言，碳含量應達到1%。

矽可以促進合金形成 $Al_2O_3$ 保護層，以得到合金之抗氧化性，亦可在沃斯田鐵或肥粒鐵晶粒內形成固溶強化效应的效應，以提高合金之強度。並且能使時效處理或緩慢冷卻時影響碳化物形成的量、形狀及分佈。矽含量在1.5%以上會使合金在高溫的延性大為降低，含量在1%時高溫強度較差，唯延性較佳。

除了上述主要合金元素外，較值得注意的是添加部分的鉻以取代鋁，將可改善高溫性質，但對合金之強度影響不大。若含量超過5%則會形成不易分解的碳化物。合金中含有硼會降低合金抗氧化性，含有氮會使合金之夾雜物增加。因此，合金元素的純度愈純愈能提高合金之延性。

整體而言，適當的選用合金成分，使鐵錳鋁合金呈現單相沃斯田鐵系 fcc 結構，是目前最引起興趣的合金組織。若含有少量肥粒鐵的雙相系合金，則因肥粒鐵 bcc 結構，易使合金之加工性、焊接性、強度均較單相系合金為差。其中較受注目的單相沃斯田鐵系合金成分約兩類，一為含錳鋁量較高的合金，如 Ham 及 Cains 在 1958 年提出的 Fe-3.45Mn-10.2Al-0.76C，一為含有矽元素的合金，如 Shmatz 在 1960 年推薦的 Fe-30Mn-8Al-1.5Si-1C 合金。這兩種合金成份在近年經再次的實驗（10、12），更證實了前者在常溫之延性及強度均較差，在高溫亦較不穩定，若經固溶時效或直接時效處理更是無延性可言。

基於上面之論述，本研究選用了純度較高的 Fe-28Mn-9Al-1.2Si-1C 的目標成分，以進一步探討這種較受肯定的合金其在鑄造狀態下之組織與性質。

## 2-2 動態應變時效之成因、現象及其影響

金屬或合金於塑性變形時發生一系列時效的現象，稱之為動態應變時效（Dynamic Strain Aging, DSA），以鋼和鐵而言，其出現方式是鋸齒狀（Serrated）應力應變曲線，高加工硬化率，負溫度以及相依於應變速率之流應力和延性(15)。含有碳、氮、矽的鋼鐵，鑄鐵和鋁合金、銅合金、特殊合金鋼等材料，在適當溫度、應變速率條件下都可能會出現動態應變時效。一般而言，常溫至中等溫度、較低的拉伸應變速率以及使用固定速率的剛性（hard）試驗機，均較易出現鋸齒形應力應變曲線；而使用漸增負荷的固定應力式軟性（soft）試驗機時，較易出現階梯形或較和緩的鋸齒狀的應力應變曲線（16、17）。

鋸齒狀應力應變曲線係因變形中應力之爬升或掉落而產生，當可動差排的數目突增之後，就產生一陡峭降伏點，反之則掉落。有關差排之成長及終止之現象，被認為是溶質的擴散在差排處形成格隙原子氣氛（atmosphere），若格隙氣氛的作用微弱，差排自它們的碳氣氛中脫出，則降伏點的出現係由解開固鎖所致，若差排仍舊被格隙氣氛或碳化物強力地固鎖著，則降伏點的現象係來自新差排的迅速衍生所致(18)。因此，當溶質原子的再排列的擴散較慢，而無法有效地趕上運動差排，使不會出現鋸齒狀流動（serrated flow）；當溶質的再排列太容易以致無法存在一強大的拉力（drag force）時鋸齒狀流動便消失了。

應力應變曲線之鋸齒型態，因受變形帶播方式之不同，其出現的方式有 A、B、C 三種主要型態（15、16、18）：

A 型鋸齒（Type A）：大都發生在開始 DSA 之較低溫度，為一種中斷形鋸齒，如

圖 2-1 所示。其特徵是在應力應變曲線上，在一段較長的平均應力之後有一小量的應力爬升，然後突然下降到平均值以下。此種型態之形成被認為是爬升的應力開始掉落時，在試棒 A 區的端邊開始產生變形帶，隨著應力的漸漸增加，這變形帶漸向 B 區傳播直到端邊，此時曲線為一平滑線。當爬升的應力達到一臨界值又將掉落時，變形帶又在 A 區的端邊產生，就這樣的重複出現而產生 A 型鋸齒。

B 型鋸齒 ( type B )：大都出現在 A 型鋸齒之末期；亦即出現的溫度較高於 A 型鋸齒，為一急動 ( jerky ) 連續鋸齒形，鋸齒線屬直線形，其特徵是在 A 型態的兩大鋸齒之間有連續的數個急動鋸齒，如圖 2-2(a) 所示；或是在一週期性地連續鋸齒之後以一短暫地平緩形或爬升形鋸齒出現，如圖 2-2(b) 所示。此種型態之形成被認為是快速的塑性變形發生在試棒標定點之狹窄帶內，然後一個接著一個的傳播開來。

C 型鋸齒 ( type C )：大部分出現於將結束動態應變時效之較高溫區，如圖 2-3 所示。其特徵是會有連續的凸面形 ( convex ) 鋸齒以及偶然掉落到一平均應力以下之應力，然後迅速回升。此種型態之形成被認為是在試棒標定距離的小區域應變率會比整面應變率大，當第一個變形帶產生後，掉落水平以下的應力來不及支持差排的運動，而使得變形帶的展開受到停止，而整個變形帶的傳播仍與 B 型類似。

在動態應變時效的情況下，碳原子氣氛不斷地在新生的差排上形成，因此，如假設大多數吸引碳氣氛的差排卻被固鎖住，則可預期完成變形所需的差排密度將較高，這將使試驗之加工硬化率增加，延性降低，若是碳濃度高的差排上有碳化物顆粒成核，更是大大地降低了延性。值得注意的是有些材料如球墨鑄鐵、低合金碳鋼將隨著 DSA 的消失，緊跟著高溫低延性的現象亦發生了 ( 19、20 )。另一方面 DSA 所發生的溫區，其流應力會增加，這被認為是因受差排運動的磨擦應力 ( friction stress ) 所致 (2)。

鐵錳鋁合金的 DSA 現象，據游(2)的研究指出，鍛造材經固溶處理後，以  $1.3 \times 10^{-3} \text{ sec}^{-1}$  應變率拉伸試驗時，在  $200^\circ\text{C}$  至  $400^\circ\text{C}$  溫區出現了類似 C 型及 B 型鋸齒狀曲線；經固溶時效處理後，在  $300^\circ\text{C}$  有 B 型鋸齒狀曲線。從其資料顯示，DSA 的出現對機械性質並無明顯的影響；僅使抗拉強度稍為提高些，卻使延性有稍降及稍昇之截然不同的現象出現。

### 2-3 高溫低延性的成因及破壞分析

鐵錳鋁合金經鍛造及固溶時效後，在常溫的延伸率高達 70%，但是當試驗溫度達到  $650^\circ\text{C}$  時延性急降至 5% (8)，此種高溫脆化的原因，早在 1960 年 Ham 及 Cains (8) 即推斷此種合金在高溫試驗溫度，甚至是熱軋延時即因時效現象之影響而脆化，然而此種說

法亦僅是一種猜測而已。游(2)的研究進一步指出，高溫低延性的現象是因升溫過程中K相在晶粒及晶界析出，使得晶界強度降低而造成粒間破壞，因而延性明顯地降低，此種說法極為合理；然而這亦使得晶粒受強化效果而抗拉強度明顯地提高。則這種異於一般合金因高溫粒間脆化而強度與延性均降低的現象，就令人置疑。較可惜的是升溫拉伸當中K相的析出情形，作者並未提出佐證以進一步說明。

被簡單用來描述晶界分離的粒間破壞( Intergranular Fracture)機構，因破壞型態及溫區不同，依吳(2)的分類，在低溫時(  $0.3 T_m$  以下， $T_m$  為絕對溫度)，有脆性粒間破壞，延性粒間破壞；在高溫(  $0.3 T_m$  以上)時有粒間潛變破壞。脆性粒間破壞常因晶界上雜質原子偏析或第二相顆粒分佈、優選組織或溫度影響，因而降低晶界能量和塑性能量，及降低晶界黏結力，或使晶粒與晶界的相對韌性不平衡，變形時第二相顆粒阻止晶粒之遷移而導致晶粒之滑動，此種破壞裂縫係藉劈裂成長，而後沿著晶界路徑破壞( 18、23)，常發生於室溫或室溫以下溫度且具有回火脆性的金屬或合金。延性粒間破壞則因金屬或合金中晶粒界之夾雜物或既存小孔密度高於晶粒內之密度，破壞遂沿著粒界發生，為延性破壞之一種(2)。而高溫低延性之粒間破壞常因高溫及變形應力促使雜質偏析、化合物析出，第二相變態而造成。

低合金鋼會因磷化物、硫化物之偏析而引起高溫低延性粒間破壞( 24、25)；像低錳合金鋼甚至會因高溫變形造成沃斯田鐵晶界變態出一層薄狀肥粒鐵，較軟的肥粒鐵允許應變集中，以致延性孔在硫化錳處連結而造成高溫粒間破壞(2)。含有鈮成分的低錳合金鋼或鉻鎳合金鋼，皆會因碳化鈮在高溫變形時析出，而導至粒間脆化破壞( 27、28)。中穩定度的鉻鎳合金鋼會因應力產生( Stress-induced )，麻田散鐵的形成致使高溫時延性降低，若穩定性較佳則因應變產生( strain-induced )麻田散鐵的形成，則可避免因過早的頸縮而促使三軸應力場之產生，因而有較佳的延性(29)。其他合金如鑄鐵會因鑄造縮池( shrinkage pores)和硫化物之析出(30)，鋁鎂合金會因大氣中熔解時氧氫不純原子的侵入(31)，因而產生高溫脆化的粒間破壞現象。整體而言，材料在高溫變形破壞時，雜質的偏析、第二相的析出是造成高溫低延性的主要角色，適當的合金成分、合金純度、顯微組織均可提昇高溫低延性現象。

## 2-4 應變速率對機械性質之影響

通常應變速率的改變下，對流應力的影響最大，對應變的影響較小，但像低碳鋼、鋁合金等在某臨界溫區及應變速率之影響下，會發生負應變速率敏感度( Negative strain-rate sensitivity )，依據 A. Korbel 和 H. Dybiel 的研究指出(32)，此種現象易發

生在具有急動 ( jerky ) 之鋸齒狀流動曲線 ( 即B型態 ) ，其原因可用一種簡單的模型來解釋，如圖3-2所示，有效應力 (  $\sigma_{eff}$  ) 是指促使變形帶傳播之應力，其值為外加應力 (  $\sigma_a$  ) 與既存於試棒之內應力 (  $\sigma_{int}$  ) 之和。當一變形帶開始又要傳播時，假設其時間為零，則此時圖中之內應力最大，有效應力因拉伸負荷的掉落而下降，隨著時間的發展，較快的有效應力速度 ( 即應變速率較快者 ) ，只需較小的外加應力值 ( 即拉伸負荷，亦即實際拉伸而得的流應力 ) ，即可使得有效應力達到一臨界應力；而使變形帶的變形完成，爬升的應力又掉落，此種應力較低即可降伏現象，便會發生負應變速率敏感度。假使變形帶的變形不是上述的非均一變形，亦即是連續的變形傳播時，則應變速率敏感度將會是正的。

對高溫低延性的情況而言，應變速率的改變不會產生兩種不同的現象。R.N.Wright 及 T.R.Farrell 對延性鑄鐵的高溫脆化研究指出(29)，隨著應變速率的提高，延性谷底的溫區會往高溫移動，延性值的提升亦非常的小，這是因為會開始產生高溫脆化的溫度正相關於硫化物的移動率 ( mobil rate ) ，在這種擴散控制 ( diffusion controlled ) 之機構下，硫化物的移動率必須趕上破壞程序才會產生粒間破壞，因而延性脆化。準此論點，當應變速率較快時，因破壞的裂縫傳播快，硫化物必在較高的溫度才能以較快的移動率趕上。反之，則在較低的溫度即產生延性谷底。

D.N.Crowther 及其同伴對低合金鋼高溫低延性的研究指出(27)，隨著應變速率的提高，延性谷底的溫區會往低溫移動，而且延性會顯著地提高。其延性的降低被認為是因晶界的析出物阻止了動態再結晶的起始，因此延性降低的程度隨著晶界及晶粒內之析出物的析出程度而定。在較低的應變速率之下，由於應變集中在晶界；並且減低晶界遷移率 ( migration rate ) ，因而促使粒間破壞之產生，以致於延性降低。反之，則延性提高。

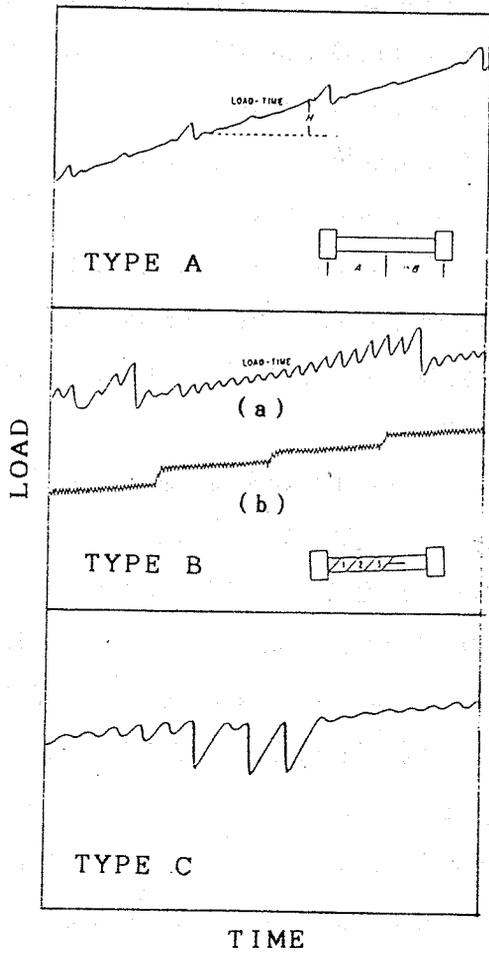


圖 2-1 鋸齒狀應力應變曲線之三種主要鋸齒型態

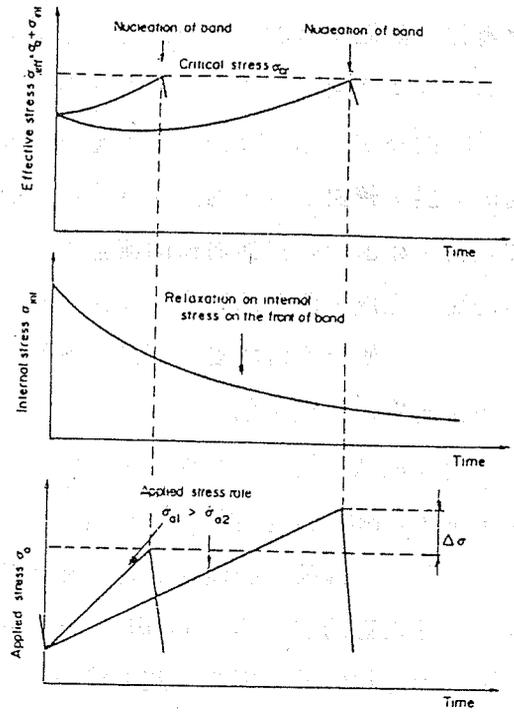


圖 2-2 負應變速率之成因模型，取自 ACTA Metall. 29 (1981), 89

## 叁、實驗步驟

本研究的實驗過程可分成下列六個步驟：

- (一)材料的熔鑄。
- (二)金相觀察與計量。
- (三)試片製作。
- (四)高溫拉伸試驗。
- (五)直接時效處理及微硬度試驗。
- (六)破斷面觀察。

### 3-1 材料的熔鑄

本實驗材料採用了純鐵、電解錳、商業純鋁、純矽及電極石墨，以感應熔解爐（induction furnace）在大氧中熔解。因錳之活化性高，為避免其爆裂，除了鋁塊外所有的元素均置爐內加熱，俟加熱至 1350°C 再加入鋁塊，於 1450°C 時澆注在 Y 型 CO<sub>2</sub> 模及金屬模。鑄型尺寸及模數如圖 3-1 和表 3-1 所示，澆注後空冷至室溫再脫模。合金之化學成分經分析後如表 3-2 所示。

### 3-2 金相觀察與其計量

鑄件經切削後取其底部、中間部、頂部做金相觀察其鑄造組織和鑄造缺陷，鑄造狀態的試片經機械研磨及拋光後，以 10% Nital 腐蝕液浸蝕二分鐘，經清洗吹乾後以光學顯鏡觀察並拍下金相。然後以計量金相法分析如下(32)：

(1)平均晶粒徑 (Mean grain diameter,  $D$ )：鑄造狀態的鐵錳鋁合金，具有粗大的晶界及此種晶界之碩大長條狀晶粒，其晶粒粒度以平均晶粒徑來表示，其晶粒之短軸；亦即主要樹枝晶臂之間距 (Primary dendrite Arm Spacing, P.DAS) 以及次要樹枝晶臂之間距 (Secondary dendrite Arm Spacing, S.DAS)，亦以同法測出，其計量為：

$$D = \frac{L}{M \times N / f}$$

其中， $D$ ：平均晶粒徑， $\mu\text{m}$

$L$ ：測量直線長度， $\text{mm}$

$M$ ：金相放大倍率

N：測量 f 次之直線所截的總晶粒數

f：測量之總次數

(2)微孔面積率 (Volume fraction of Microporosity)：為進一步了解鑄造收縮所造成的微孔 (Microporosity) 含量，特以微孔面積率來表示微孔量所佔的面積比。金相計量之方法特參照在物測定的格子板法，在金相圖上放著具有 8000 點的透明方格紙，然後計量出微孔餒亦格子點數，再代入下式以求之：

$$V = \frac{N}{M \times f} \times 100 \%$$

其中，V：微孔面積率，%

N：測量 f 次之微孔內的格子點數

M：格子網之格子數

f：測量之總次數

### 3-3 試片製作

鑄造後的材料約 HRC 32，無法以高速鋼鋸條來鋸切下去，得使用金相切割機切片。經切除冒口並切成 14×14×100mm 後，車削時為避免此種合金易產生加工硬化(5)，均在低速且充分的冷卻液充注下車削。

基於車削及高溫拉伸時安裝及拆卸之方便，鑄造狀態的鑄件先被車成圖 3-2 的試棒形狀和尺寸，經拉伸試驗後證實自行設計製作之夾具，及參考 ASTM 金屬材料拉伸試棒之規格的(a)圖試棒，其試驗所得之數據如(b)圖試棒一樣的穩定。

### 3-4 高溫拉伸試驗

本實驗採用 Shimadzu UEH-50 型萬能材料試驗機，進行室溫至 1073 K 拉伸時，應變率定為  $2.8 \times 10^{-4} \text{ sec}^{-1}$ ，並在 773 K 至 1073 K 另外進行  $3.2 \times 10^{-3} \text{ sec}^{-1}$  及  $2.1 \times 10^{-2} \text{ sec}^{-1}$  之應變速率拉伸試驗，以瞭解材料之變形特性。拉伸時以記錄器繪製荷重—時間曲線圖。

為測試材料之高溫性質，試棒裝置試驗機後，以電阻式高溫爐包覆著加熱，溫度測試係採用 K type 熱電偶棒緊貼在試棒中央部位，如圖 3-3 所示。各試片加熱至試驗溫度後保持 20 分鐘恆溫，溫度的變動在  $\pm 4^\circ\text{C}$  以內。

從拉伸試驗值的不穩定及破斷的觀察，含夾雜物較少的 SA 模，拉伸 32 支試棒有 2 支被剔除；較多的 SB 模拉伸 18 支試棒有 4 支被剔除；最不穩定的 MA 模拉伸 21 支試棒

有 8 支被剔除、可採信的數據經計算後求出降伏強度、抗拉強度、延伸率、斷面縮率，及 0.01、0.05 等變應量之流應力，詳細數據，如附錄 A 至附錄 B 所示。

### 3-5 直接時效處理及微硬度試驗

為進一步瞭解拉伸試驗之恆溫及拉伸期間，材料受溫度之影響而時效程度如何，除了拉伸試驗後取下空冷之試件外，特以鑄造狀態之材料直接加熱至 773、873、973 K 分別保持 4 小時及 24 小時後取出空冷，以觀察其金相之變化及微硬度變化。採用 Matsuzawa Micro-SA 型微硬度試驗機，分別選在晶粒內及晶界上打出微硬度值，以比較其差異。經時效後之金相觀察改用 5% Nital 腐蝕液，在光學顯微鏡上觀察時腐蝕時間約 30 秒，在掃描式電子顯微鏡上觀察時，因景深大所以腐蝕時間加長為過度腐蝕。

### 3-6 破斷面觀察

為進一步瞭解材料的變形破壞型態，破斷面觀察包括二部分，其一是將拉斷之試棒沿拉伸方向縱切，再依照一般金相觀察之處理程序觀察晶粒變形及破壞型態，其二是切取距破斷表面約 5 mm 長後，置於丙酮中用超音波清洗，然後用 AKASHI SX-30 E 型掃描式電子顯微鏡 ( Scanning Electro Microscopy, SEM ) 觀察並拍下 20、200、400 倍的破斷表面照片。

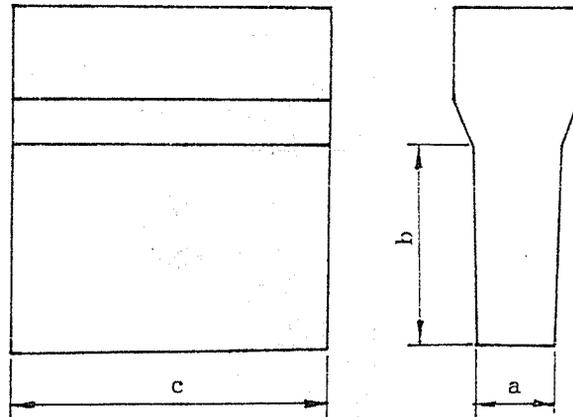


圖 3-1 鑄模形狀

表 3-1 鑄型尺寸及模數，mm

代 數	a	b	c	$M(V/A)$	鑄 模
SA	30	100	150	2.5	CO <sub>2</sub> 模
SB	15	100	60	0.5	CO <sub>2</sub> 模
MA	30	100	150	2.5	金屬模

表 3-2 表 3-2 化學成份，Wt %

Mn	Al	Si	C	P	S	Fe
27.90	8.97	1.20	1.00	0.015	0.020	bal.

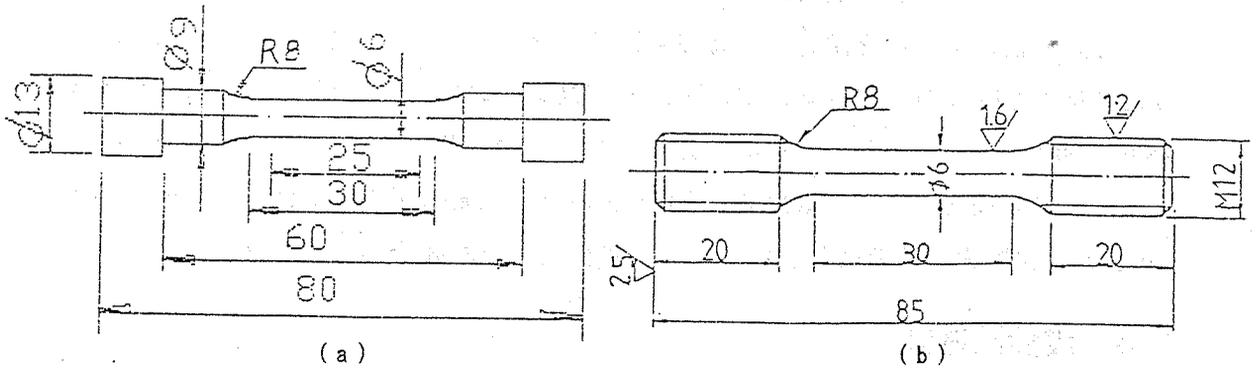


圖 3-2 拉伸試棒

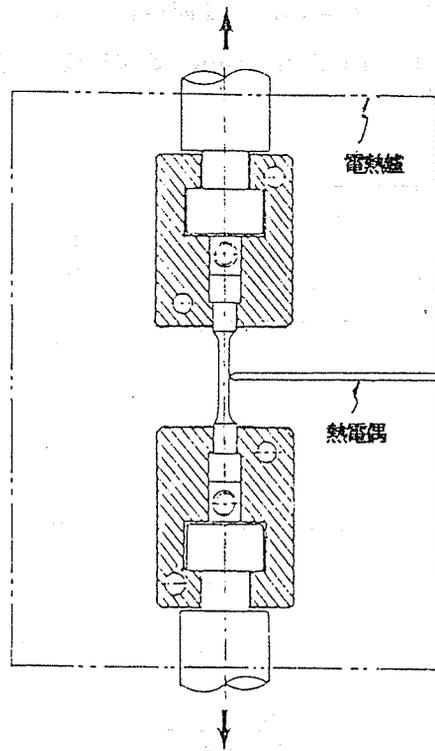


圖 3-3 高溫拉伸裝置

## 肆、實驗結果

### 4-1 鑄造組織

合金經三種不同凝固速率的鑄模鑄造後，其鑄造組織如圖 4-1 所示，單相沃斯田鐵組織中，在樹枝結晶之凝固核心處易發生核心偏析 (coring) 或樹枝狀偏析 (dendritic segregation)，此種偏析將使得沃斯田鐵內剝生狹小肥粒鐵，惟其含量極少，其中又以 (d) 圖之金屬模為最多。像 Charles 的研究(6)，在樹枝晶 (dendrites) 和樹枝晶間易產生 8 at% 錳和鐵元素濃度偏析現象，或者一方為錳，另一方為鐵和鋁的逆偏析 (Inverse Segregation) 現象，卻未明顯地在圖中可觀察得到，亦即此種鑄造組織之類似逆偏析現象較少。

由一顆顆固化成長而成的樹枝晶間的凝結面所構成的晶界，遠較樹枝晶胞 (Dendrite cells) 間之次結晶界為大，此種具有粗大晶界的長條狀晶粒徑均特別的大，其長軸長達 1 mm 左右，甚至亦達 4 mm，因此平均晶粒徑均特別的大，如表 4-1 所示，凝固速率之不同對晶粒大小之變化並未有明顯的不同。遍佈在晶界及晶粒內之次晶界上的鑄造微孔 (microporosity)，其線徑大小亦相同，一般均以 6 至 12  $\mu\text{m}$  居多，少數最大者亦達 50  $\mu\text{m}$ ，較大的空孔或孔內含有夾雜物的現象應屬於一種鑄造缺陷，惟含量較少。含量較多而影響拉伸數據時將予以剔除。

### 4-2 高溫拉伸性質

SA 模的鑄造組織較佳，拉伸性質也極穩定，因此特以 SA 模來說明本研究合金之高溫 (elevated temperature) 性質及變形破壞現象。

#### 4-2-1 高溫拉伸性質

圖 4-2 為 SA 模從室溫至 1073 K 之真應力—真應變曲線圖，真應力將隨著溫度的升高而降低，在 473 K 至 673 K 之區間的降低幅度較小，至 873 K 以後真應力則顯著的下陷，達到 1073 K 時已明顯的軟化了。

圖 4-3 更具體的表示出試驗溫度對拉伸性質之影響，在 523 K ~ 623 K 及 823 K ~ 873 K 之溫區會出現鋸齒狀應力應變曲線 (serrated stress-strain curves)，在此溫區之降伏強度及抗拉強度將隨著溫度的升高而平緩的降低，延伸率在這兩個溫區分別有平坦及凹谷的下降現象。從 873 K 起強度及延性顯著的降低，在 973 K 時延伸率及斷面

收縮率達到谷底 (trough)。在 523 K 至 823 K 之間，因平行部變形帶的減短及頸縮 (necking) 的加大影響，延伸率及斷面收縮率之差異較顯著，其中尤以 773 K 為最嚴重。

圖 4-4 為各種不同溫度之鋸齒狀負荷—時間曲線圖，在 523 K 開始出現 A 型態鋸齒 (type A serrations)，573 K ~ 623 K 曲線轉變為 B 型態鋸齒 (type b serrations)，723 K 時鋸齒狀曲線消失了。特別令人注意的是，823 K 又出現了 A 型態鋸齒，而且上述之曲線均在降伏時即發生，至 873 K 又轉換為 B 型態鋸齒，923 K 又消失了。

圖 4-5 進一步的說明試驗溫度對流應力的影響，在出現鋸齒狀應力應變曲線之溫區，流應力值仍然為平緩降低之現象，並沒有因加工硬化而明顯地提高其流應力值。如圖 4-6 所示，可更清楚的比較各試驗溫度對加工硬化量之影響。

#### 4-2-2 高溫變形與破壞之觀察

圖 4-7 分別為室溫至 1073 K 的縱向斷面金相組織，試驗溫度 RT-773 K 時，皆有許多被拉伸變形之鑄造微孔，其形狀已變形為橢圓，數量增加、大小亦變大。其中由以 773 K 最為顯著。較密集或較大之既存鑄造微孔將會產生孔的成長、連結，在破斷表面會形成一種缺口。晶粒變形的情形，是隨著溫度的升高變形量漸趨顯著；在室溫時尚可清晰的看到粗晶界，至 773 K 時因晶粒之大量變形及頸縮之三軸應力的作用，已無法看出金相組織之晶界。873 K 及 973 K 時晶粒的變形量不顯著，晶界分離均發生在晶界之既存鑄造微孔，以及晶界和拉伸方向垂直或約 45° 斜面的地方。破斷的表面大部分發生在三晶界交接處 (triple junction)。1073 K 時晶粒被大量拉伸變形，晶界滑移之裂縫最嚴重。

與上圖相同試片之拉伸破斷面 (fractographs)，如圖 4-8 所示，試驗溫度在室溫至 673 K 之溫區，可看到相當寬又長的粒間縫裂，這些裂縫將隨著溫度的升高而減少。在裂縫邊緣有細小纖維 (fibrous) 且光滑的破斷面，佔絕大部分的破斷面是酒窩狀，因此，這種溫區的破壞型態概稱為延性粒間破壞 (ductile intergranular fracture)。在 773 K 時，又深又大的酒窩是在微孔及不純粒子處成核，粒間裂縫的現象已因孔的大量成長而消失了。試驗溫度在 873 K ~ 973 K 之溫區是一種高溫脆性粒間破壞 (brittle intergranular fracture)，粗大的粒間裂縫遍佈整個破斷面。從 (d) 圖可看出兩種不同的粒界與粒內破斷面，平整地穿晶破面 (grain facets) 邊緣仍保有光滑地稜線，孔的變形成長現象也不顯著，顯然晶粒的變形量極微。整體的破斷面是一種纖細的酒窩 (fine dimples) 尤其是粒間分離的破斷面更是細微。(e) 圖更是典型的粒間破壞機構。試驗溫度在 1073 K 時，巨大的酒窩狀破斷面顯示晶粒之大量變形，整個破斷面仍受晶粒分離的影響。

### 4-3 凝固速率對高溫拉伸性質與變形破壞之影響

#### 4-3-1 高溫拉伸性質

三種不同凝固速率之鑄模：SA、SB、MA模，經室溫至 1073 K 之各種溫度拉伸試驗後的機械性質，如圖 4-9 及圖 4-10 所示，凝固速率較快的金屬模—MA模，在高溫之降伏強度及抗拉強度最差；凝固速率較慢的砂模—SA 模最好。在室溫時強度差異較明顯，隨著溫度的升高，至 973 K 以後凝固速率之不同其強度可說完全相同。

如圖 4-11 及 4-12 所示，相同地，因凝固速率之不同，其高溫之延性優劣依序為 SA、SB、MA 模，較慢的凝固速率將得到較佳的延性。大體而言，三種不同凝固速率的鑄造合金，其高溫性質的變化趨向是相同的；在 573 K 及 873 K 時 SB 模及 MA 模均出現鋸齒狀應力應變曲線，而使得延性下降；但是在 673 K 時，凝固速率較慢的 SB 模及 MA 模均未出現鋸齒狀曲線，因而延伸率顯著地提高。

#### 4-3-2 變形與破壞之觀察

從斷面金相之觀察得知，三種不同凝固速率之拉伸變形與破壞的型態沒有差異，尤其同樣是砂模的 SA 模及 SB 模最為相似。如圖 4-13 所示，MA 模在室溫至 537K 均與其他二種砂模相同，孔的大量變長以及晶粒因頸縮受三軸應力場之變形現象，則提前在 673 K 就開始發生了。873 K 及 973 K 之高溫脆化仍受粒界及粒內之偏析影響較大。1073 K 時則在三晶界交接處更明顯地因剪力作用而產生之晶界遷移裂縫。

與上圖相同試片之拉伸破斷面，如圖 4-14 所示，可進一步的清楚看出，凝固速率較快的 MA 模在室溫時具有較多且較大的酒窩，至 673 K 時晶粒變形量較大，空孔亦較粗大，973 K 更是明顯的脆性粒間破壞。1073 K 時外圍剪力破壞區加大，但是內部之粒間破壞更是凸顯了方向性長條狀之組織於極致。

圖 4-15 為 SB 模之高溫拉伸破斷面，其在各溫度之破斷面均與 SA 模相同，唯一的差異是 SB 模具有較多且較大的變形孔。

### 4-4 應變速率對高溫拉伸性質與變形破壞之影響

在本節亦同樣地選用鑄造組織較佳、拉伸性質穩定的 SA 模，進行三種不同應變速率： $2.8 \times 10^{-4} \text{ sec}^{-1}$ 、 $3.2 \times 10^{-3} \text{ sec}^{-1}$ 、 $2.1 \times 10^{-2} \text{ sec}^{-1}$ 。在 773 K ~ 1073K 之拉伸試驗：

#### 4-4-1 拉伸機械性質

圖 4-10 所示，隨著應變速率的增加，在各溫度之降伏強度也都隨之增加，其中以較

佳延性的 773 K 及 1073 K 的增加量最大。圖 4-17 卻可發現，在 873 K 之抗拉強度卻隨著應變速率的增加而降低，此種負應變率敏感度 ( negative strain rate sensitivity ) 的現象，正是該溫度發生鋸齒狀流動 ( serrated flow ) 的現象，但是值得注意的是，這種 B 型態鋸齒亦僅在最慢的應變速率之下才發生，當應變速率為  $10^{-3}$  及  $10^{-2} \text{ sec}^{-1}$  時，快速的變形破斷便使得鋸齒狀流動消失了。

圖 4-18 應變速率對高溫延伸率的影響，隨著應變率的增加，延伸率亦相對的提高，惟跌落的谷底 ( trough ) 溫度往低溫移。圖 4-19 卻又情況不同，隨著應變率的增加斷面收縮率卻顯著地相對提高，跌落的谷底卻依然在 973 K。

#### 4-4-2 變形與破斷之觀察

如圖 4-20 所示，隨著應變速率之提高，受應力變形的影響愈大，在 873 K ~ 973 K 是一種穿晶及粒間破壞，孔的大量成長與連結已發展為橢圓形，脆性的粒間分離現象減弱。在 1073 K 時粒間的滑移現象集中在少數之三晶粒間交接處，大多數的晶界反而愈加黏結在一起，可見應力集中之變形型態居有重要角色。

與上圖相同試片之拉伸破斷面，如如圖 4-21 所示，更進一步的清楚看出，較快的應變速率將產生較多且較大的酒窩及孔 ( voids )，這將主導變形破壞的產生，在 873 K 則產生更多的纖維。1073 K 時因熱軟化的細酒窩已不復存在，受拉力撕裂的酒窩狀纖維卻增多。

表 4-1 晶粒及微孔大小

鑄 模	平均晶粒徑 D, $\mu\text{m}$	P.DAS ( $\mu\text{m}$ )	S.DAS ( $\mu\text{m}$ )	微孔徑 ( $\mu\text{m}$ )
SA	650	250	60	6-50
SB	650	220	55	6-55
MA	650	220	55	6-65

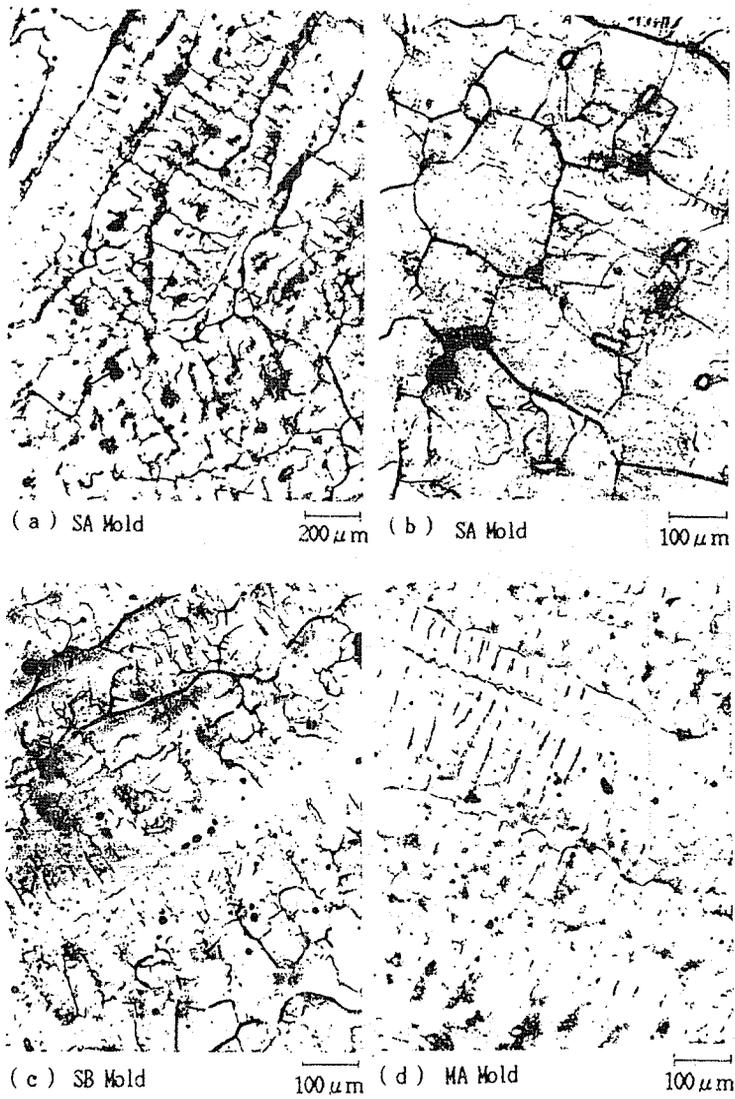


圖 4-1 三種不同凝固速率之顯微組織

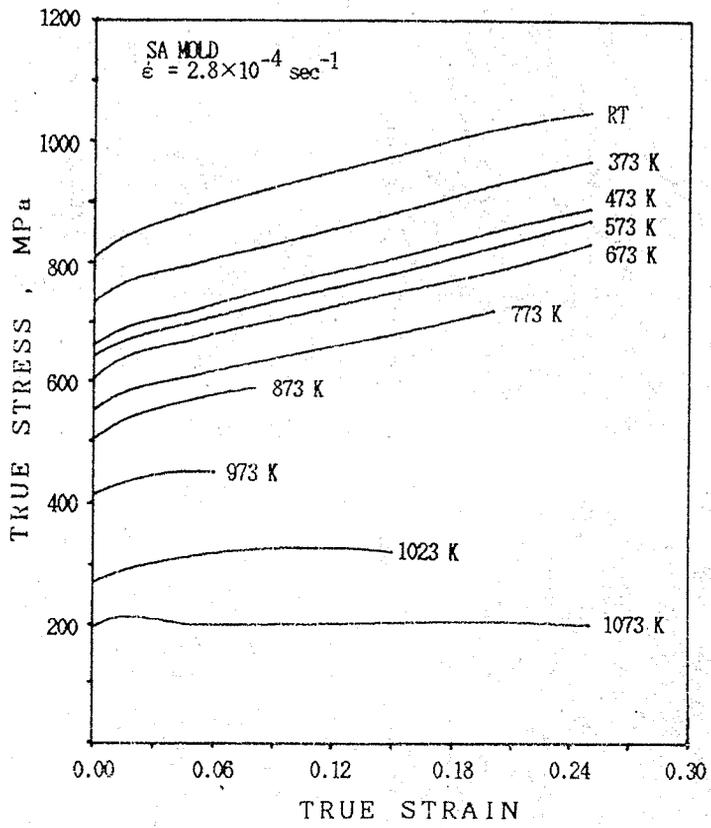


圖 4-2 試驗溫度對真應力—真應變曲線的影響

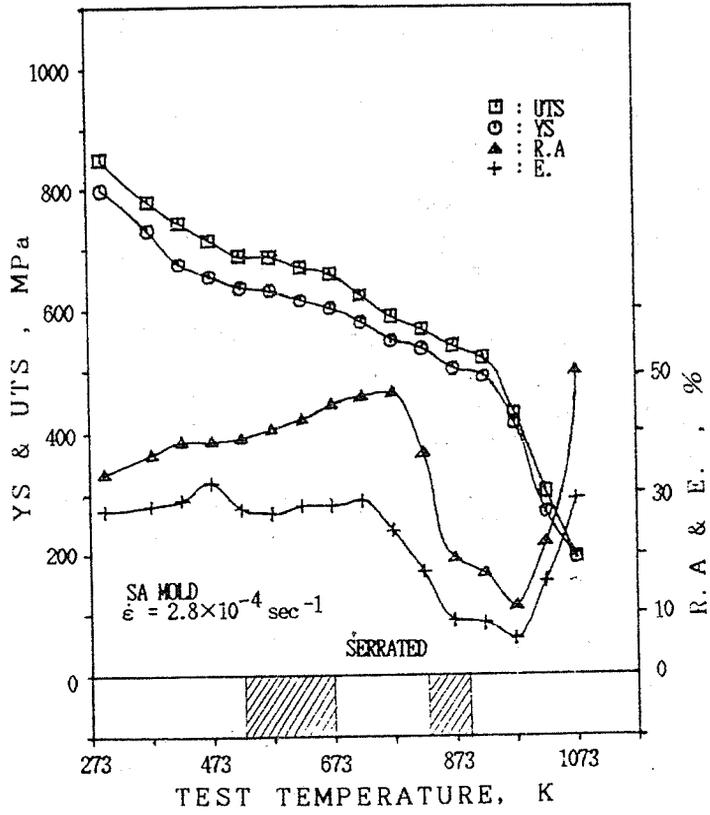


圖 4-3 試驗溫度對拉伸機械性質的影響

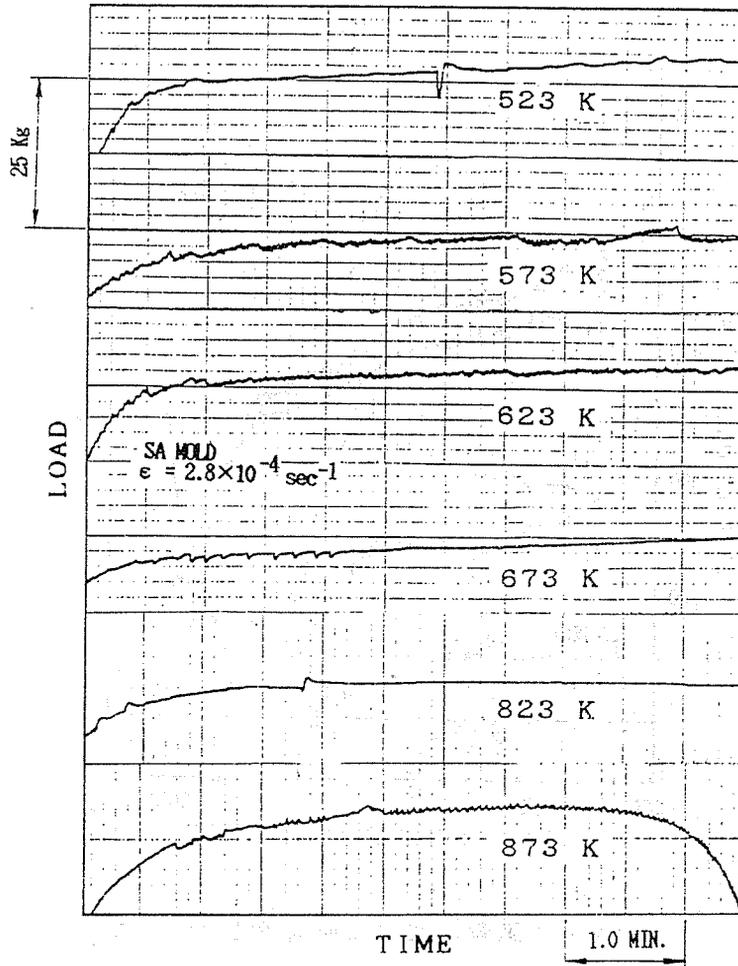


圖 4-4 各種不同溫度之鋸齒狀負載—時間曲線

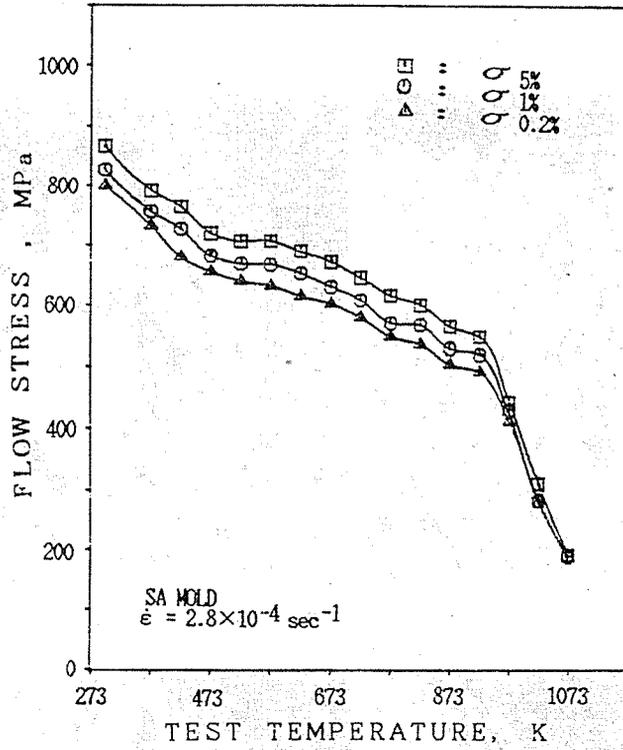


圖 4-5 試驗溫度對流應力的影響

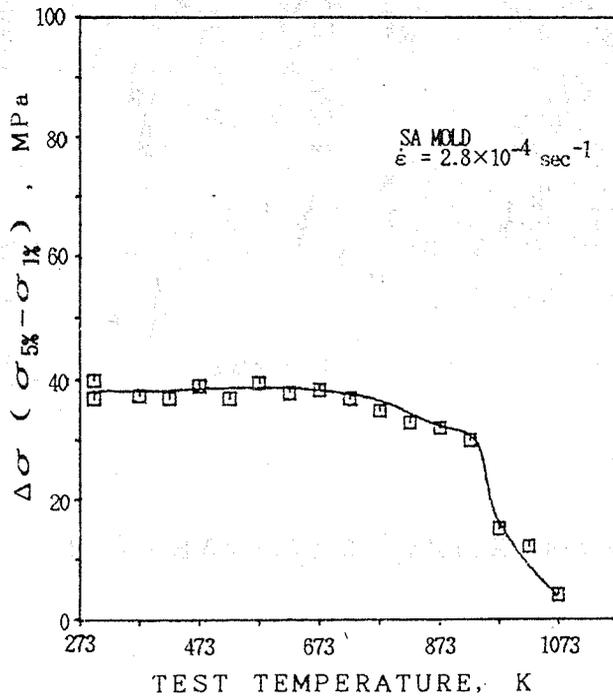


圖 4-6 試驗溫度對加工硬化量的影響

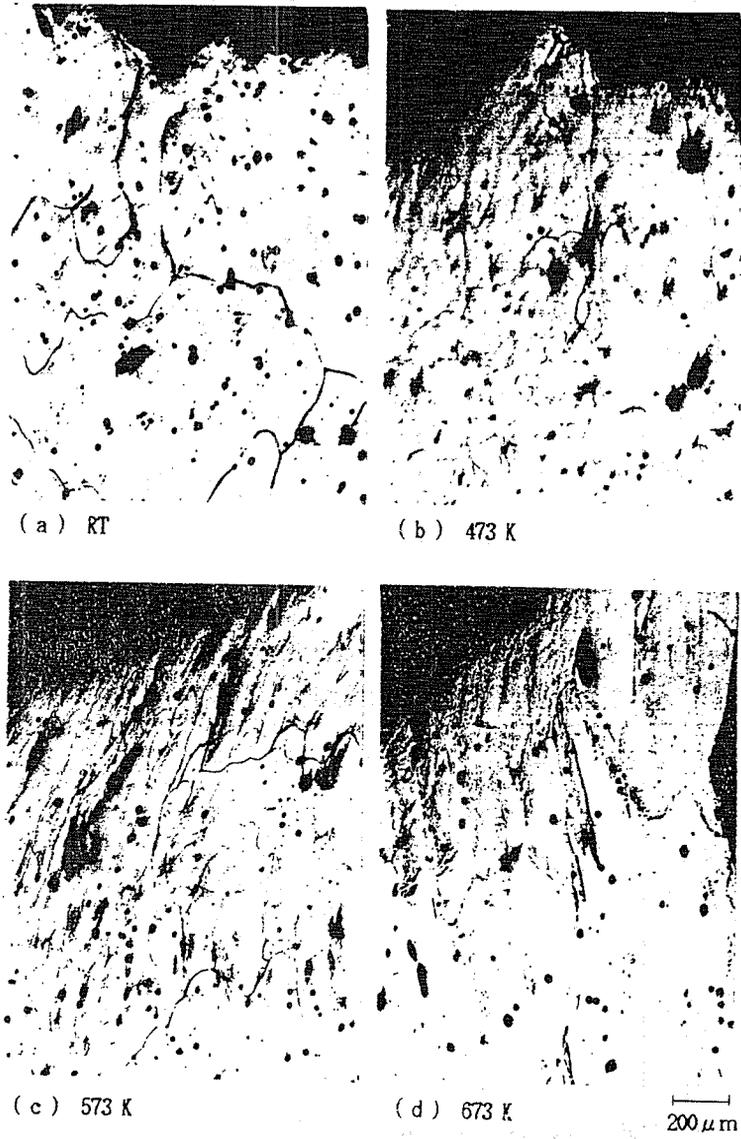


圖 4-7 拉伸破斷面之縱向變形金相組織，SA 模， $\dot{\epsilon} = 2.8 \times 10^{-4} \text{ sec}^{-1}$

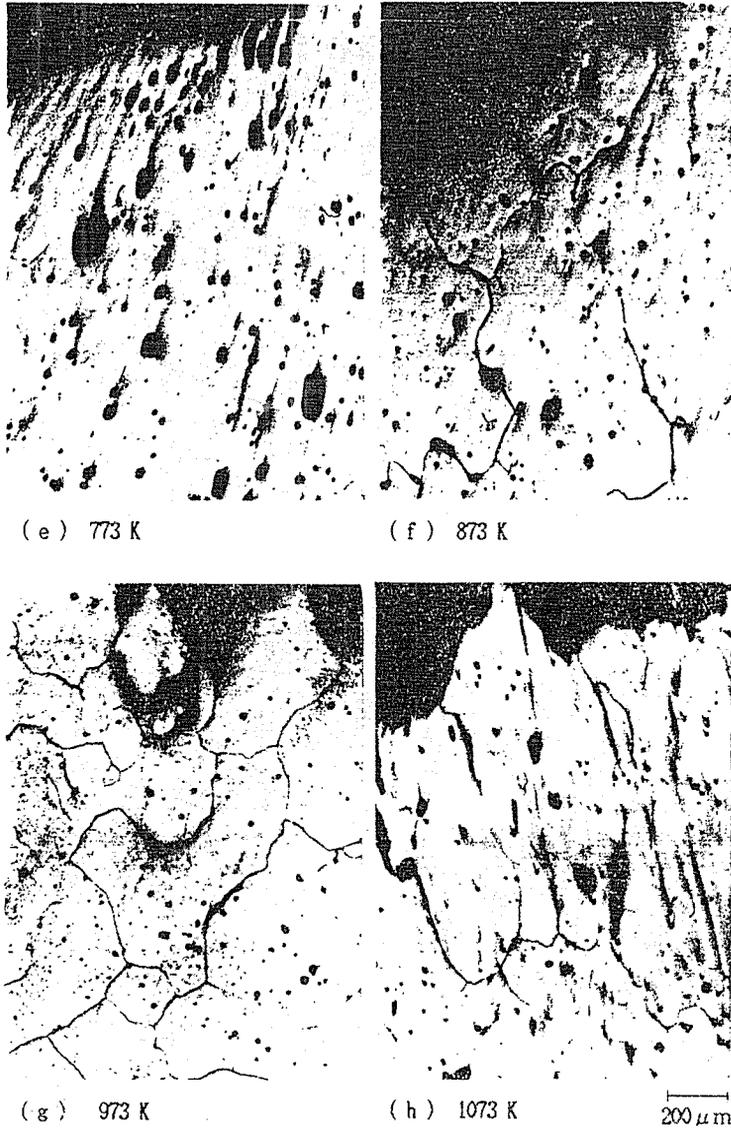


圖 4-7 拉伸破斷面之縱向變形金相組織，SA 模， $\dot{\epsilon} = 2.8 \times 10^{-4} \text{sec}^{-1}$

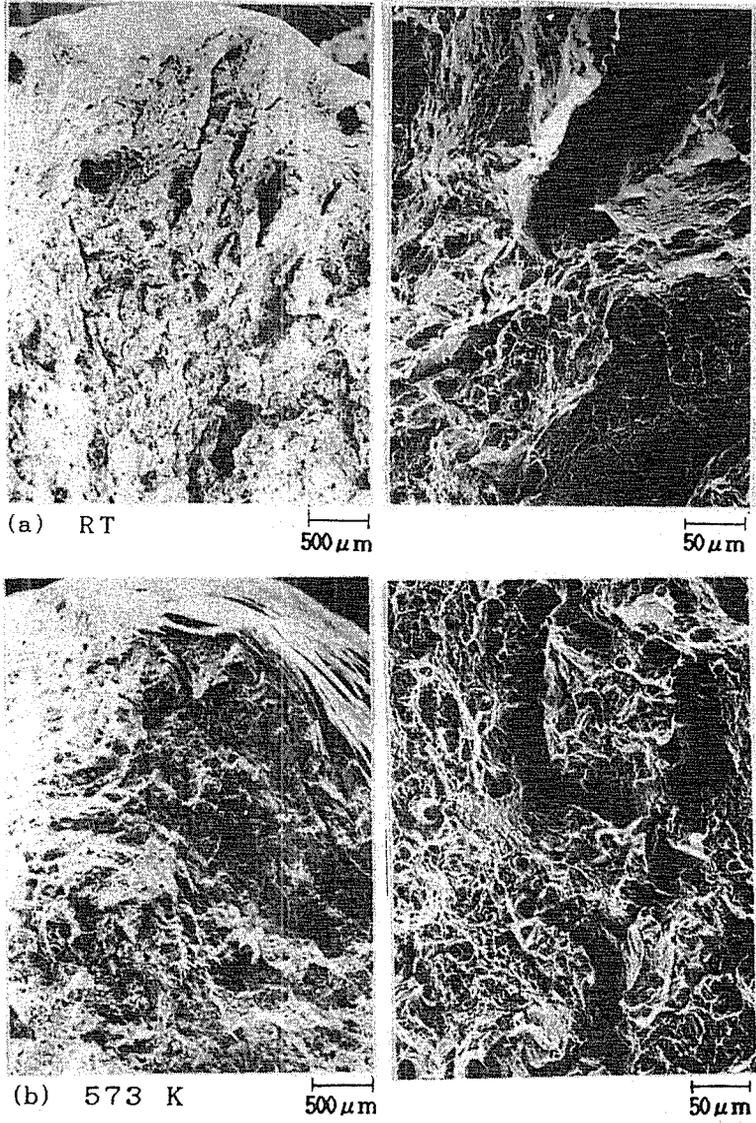


圖 4-8 拉伸破斷面，SA 模， $\dot{\epsilon} = 2.8 \times 10^{-4} \text{ sec}^{-1}$

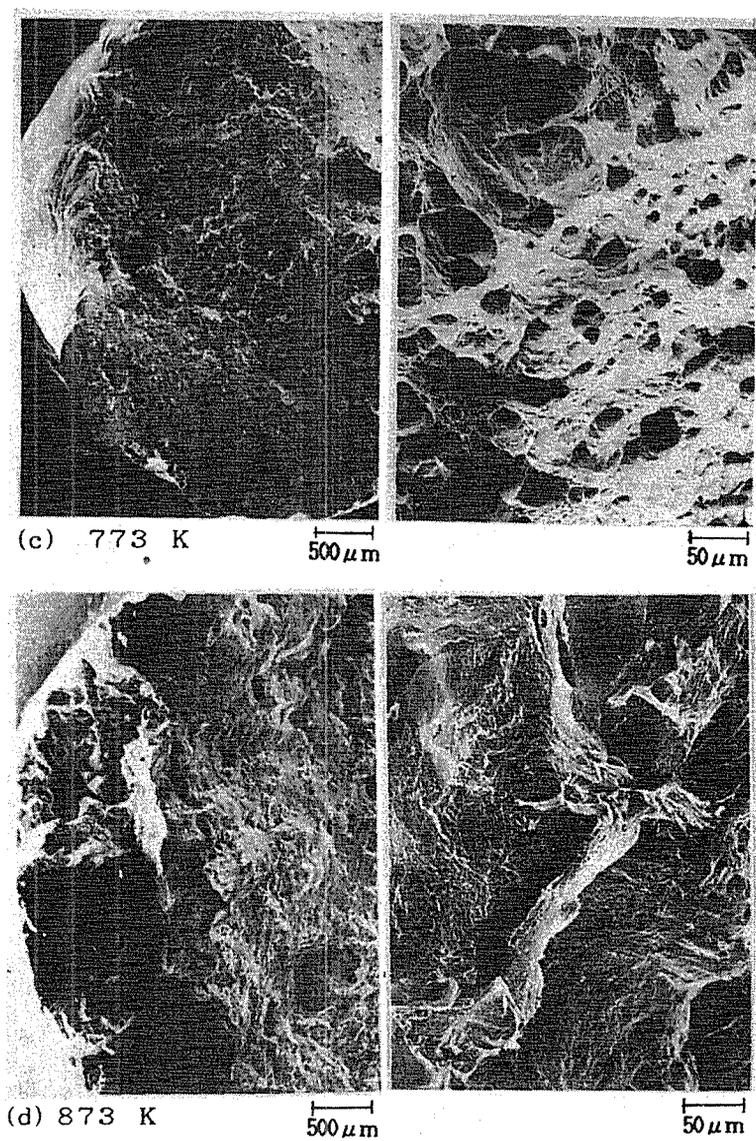


圖 4-8 拉伸破斷面，SA 模， $\dot{\epsilon} = 2.8 \times 10^{-4} \text{ sec}^{-1}$

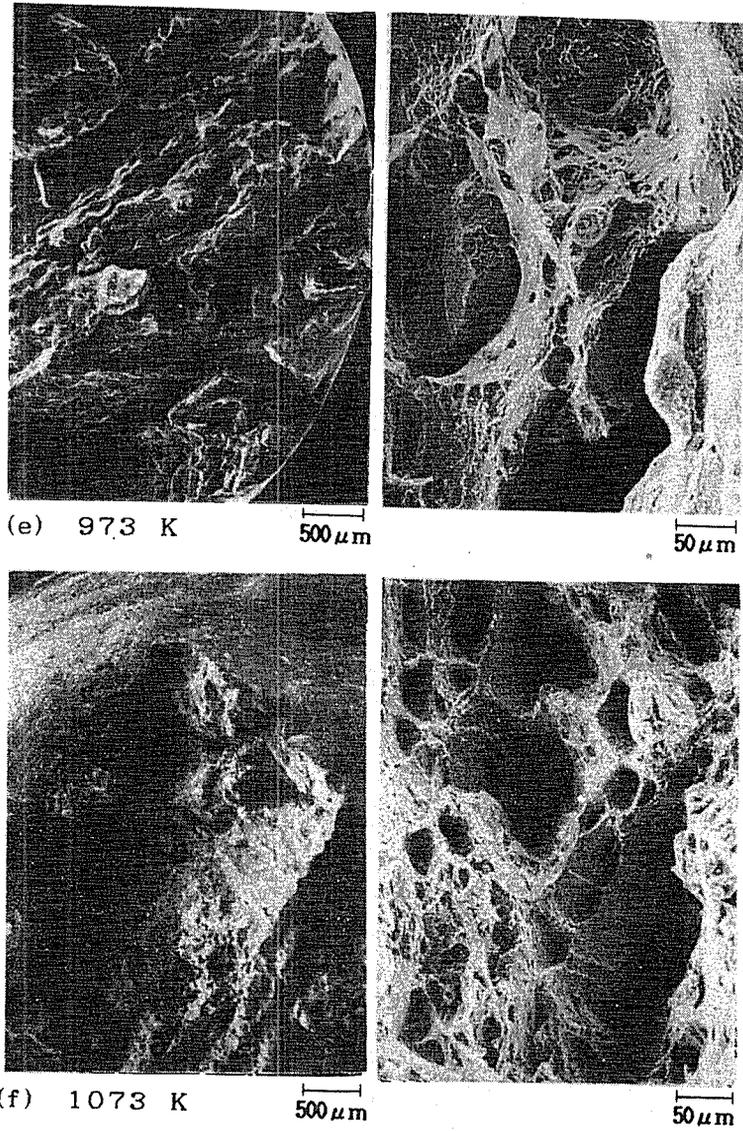


圖 4-8 拉伸破斷面，SA 模， $\dot{\epsilon} = 2.8 \times 10^{-4} \text{ sec}^{-1}$

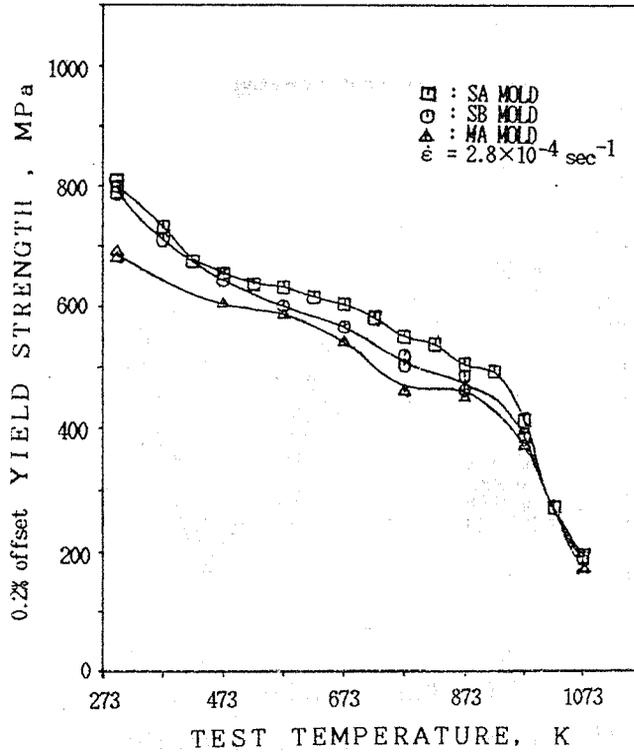


圖 4-9 凝固速率對降伏強度—溫度曲線的影響

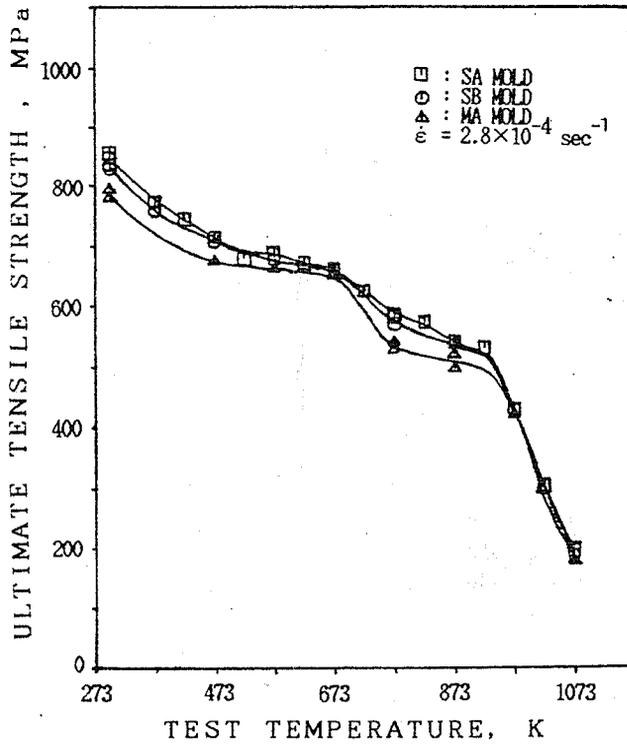


圖 4-10 凝固速率對抗拉強度—溫度曲線的影響

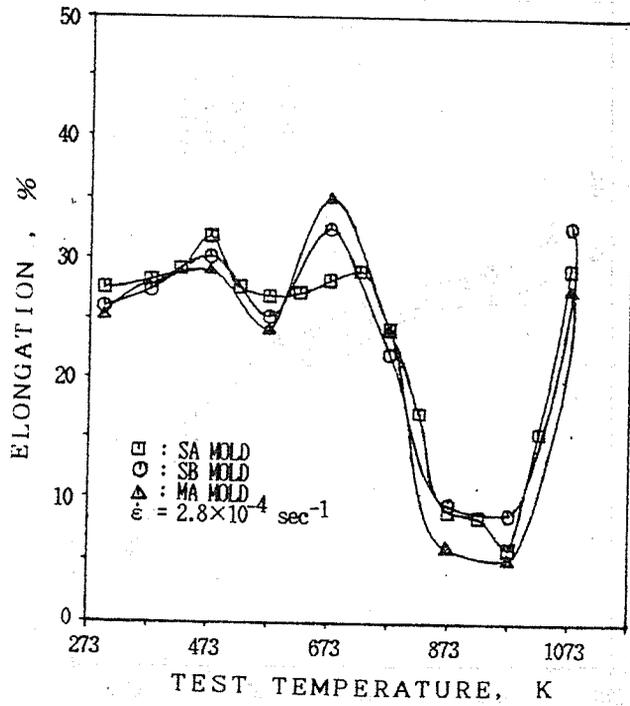


圖 4-11 凝固速率對延伸率—溫度曲線的影響

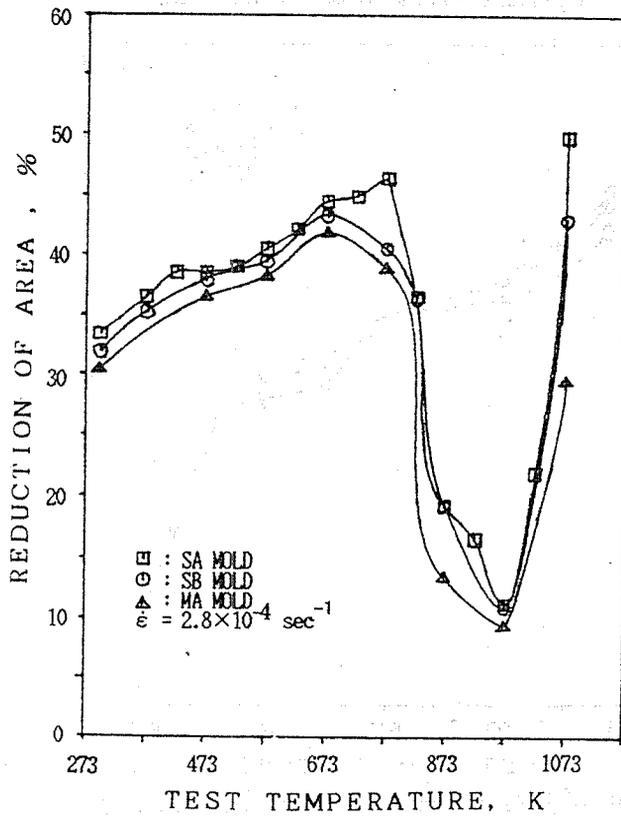


圖 4-12 凝固速率對斷面收縮率—溫度曲線的影響

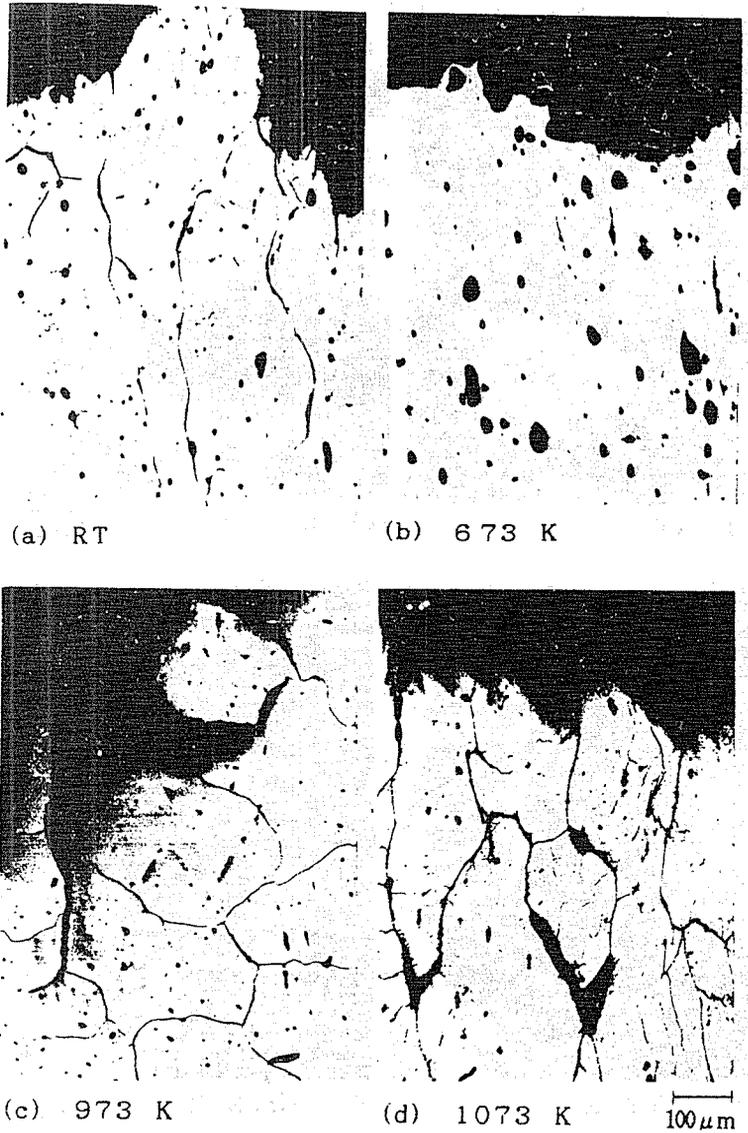


圖 4-13 拉伸破斷面之縱向變形金相組織，MA 模， $\dot{\epsilon}=2.8 \times 10^{-4} \text{sec}^{-1}$

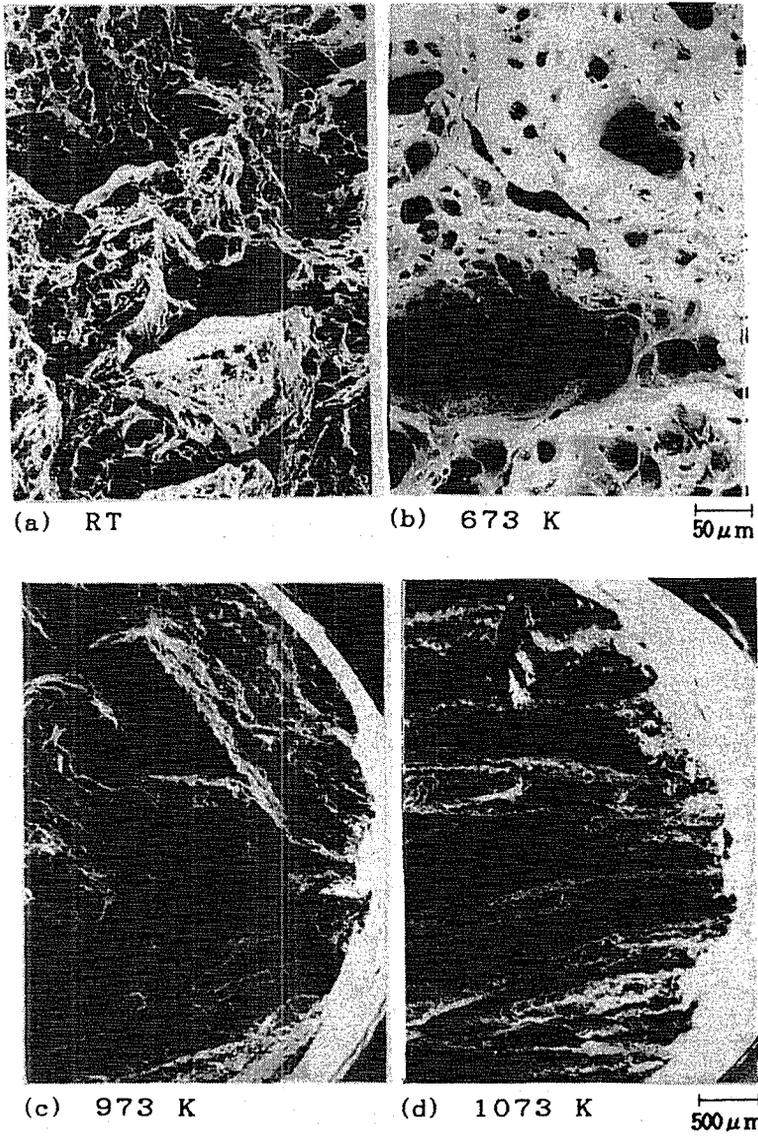


圖 4-14 拉伸破斷面，MA 模， $\dot{\epsilon} = 2.8 \times 10^{-4} \text{sec}^{-1}$

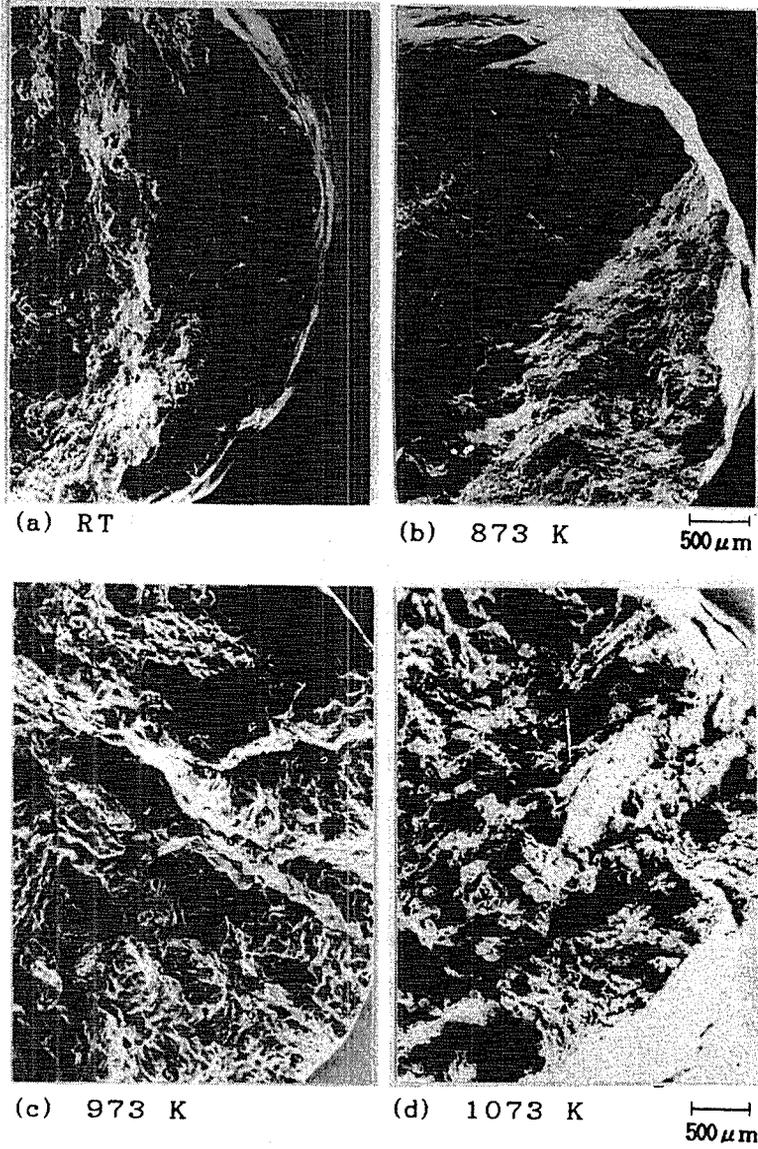


圖 4-15 拉伸破斷面，SB 模， $\dot{\epsilon} = 2.8 \times 10^{-4} \text{ sec}^{-1}$

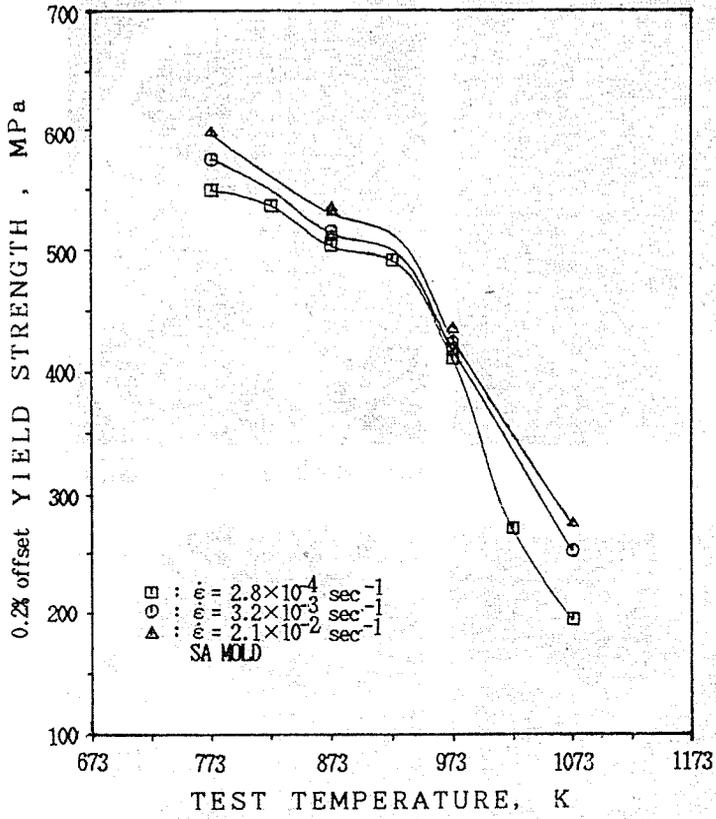


圖 4-16 應變速率對高溫降伏強度的影響

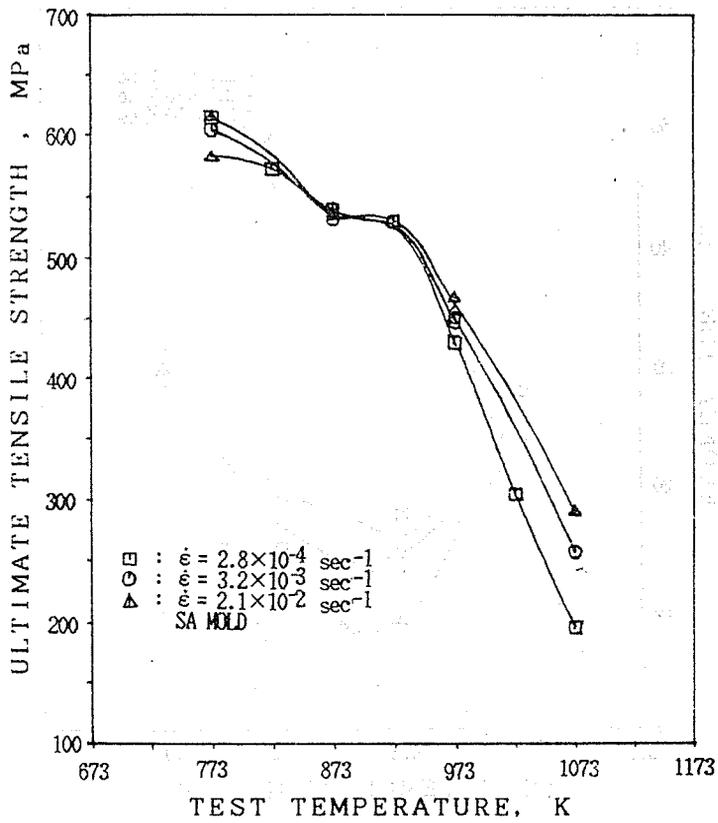


圖 4-17 應變速率對高溫抗拉強度的影響

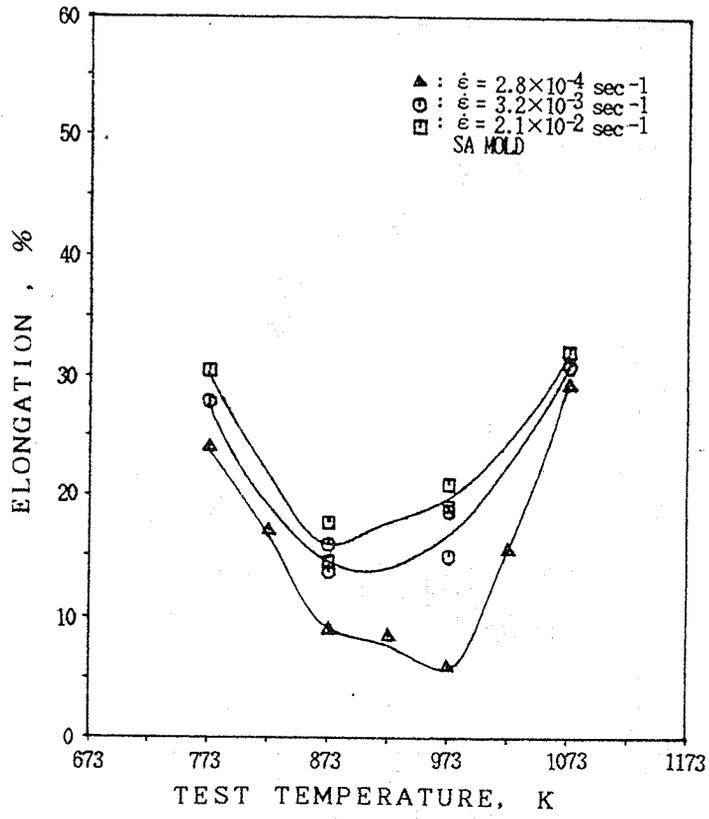


圖 4-18 應變速率對高溫延伸率的影響

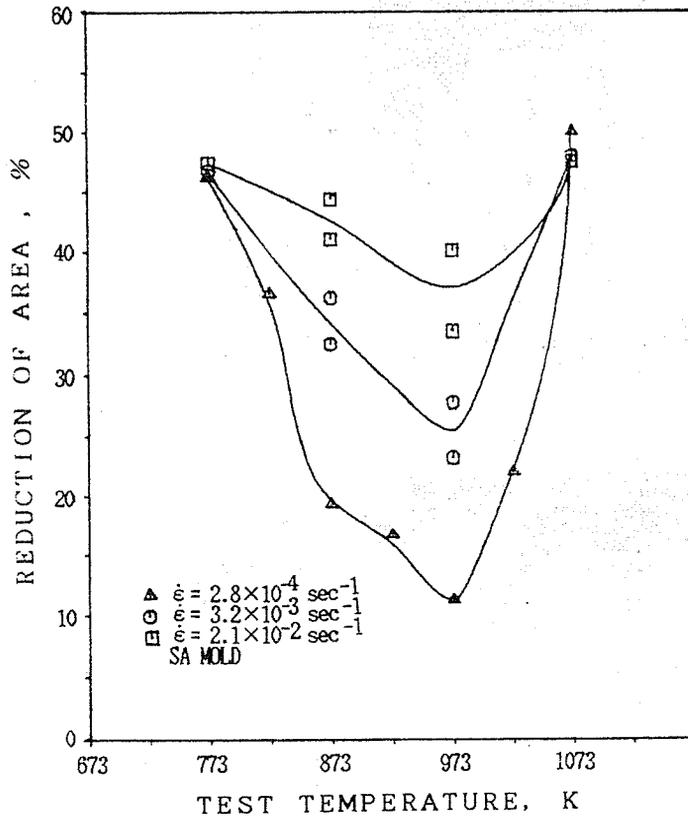


圖 4-19 應變速率對高溫斷面收縮率的影響

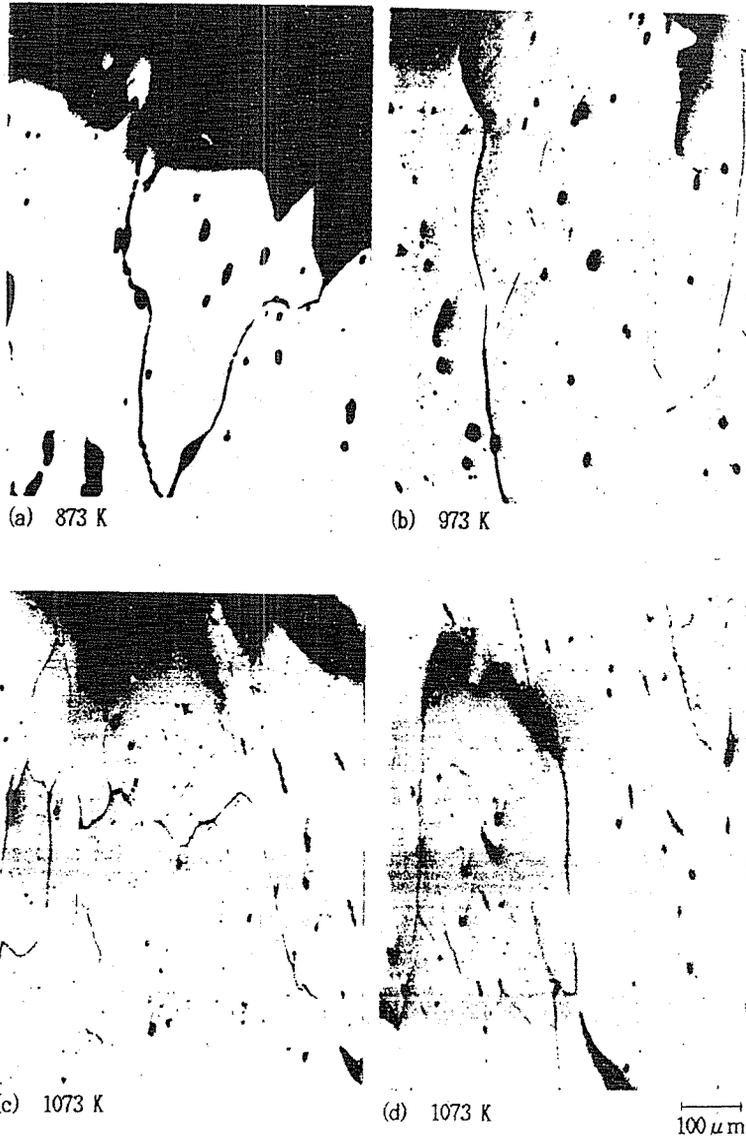


圖 4-20 拉伸破斷面之縱向變形組織，SA 模， $\dot{\epsilon} = 2.1 \times 10^{-2} \text{ sec}^{-1}$

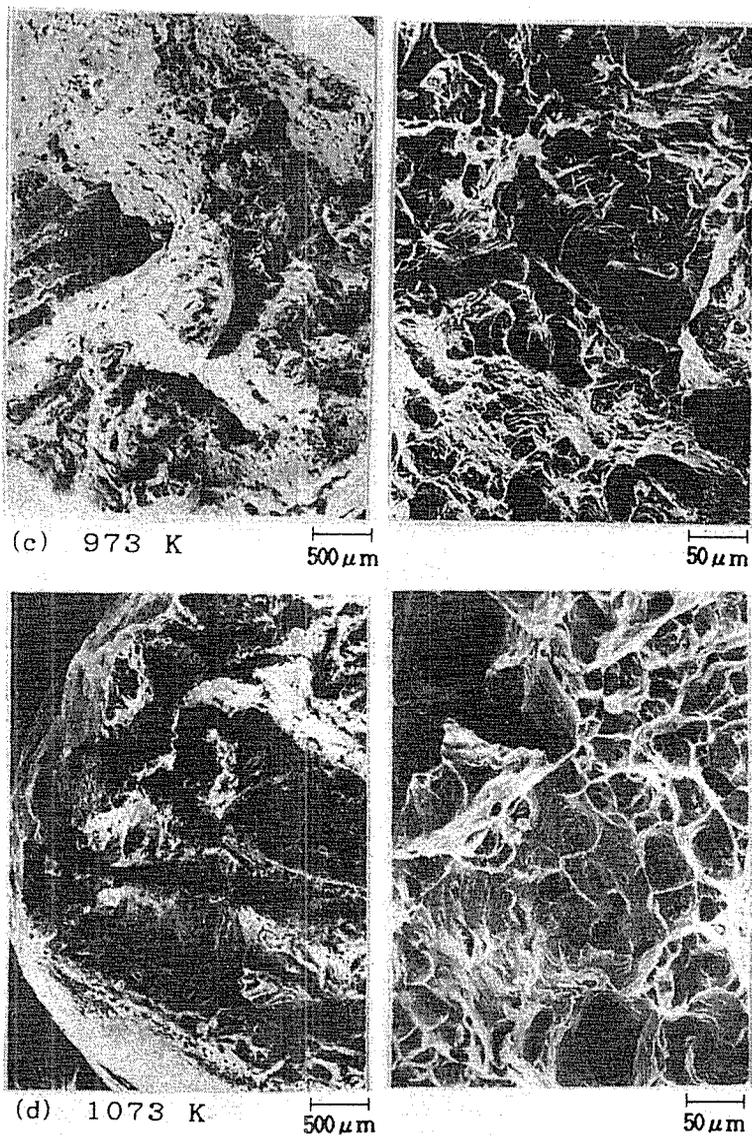


圖 4-21 拉伸破斷面，SA 模， $\dot{\epsilon} = 2.1 \times 10^{-2} \text{sec}^{-1}$

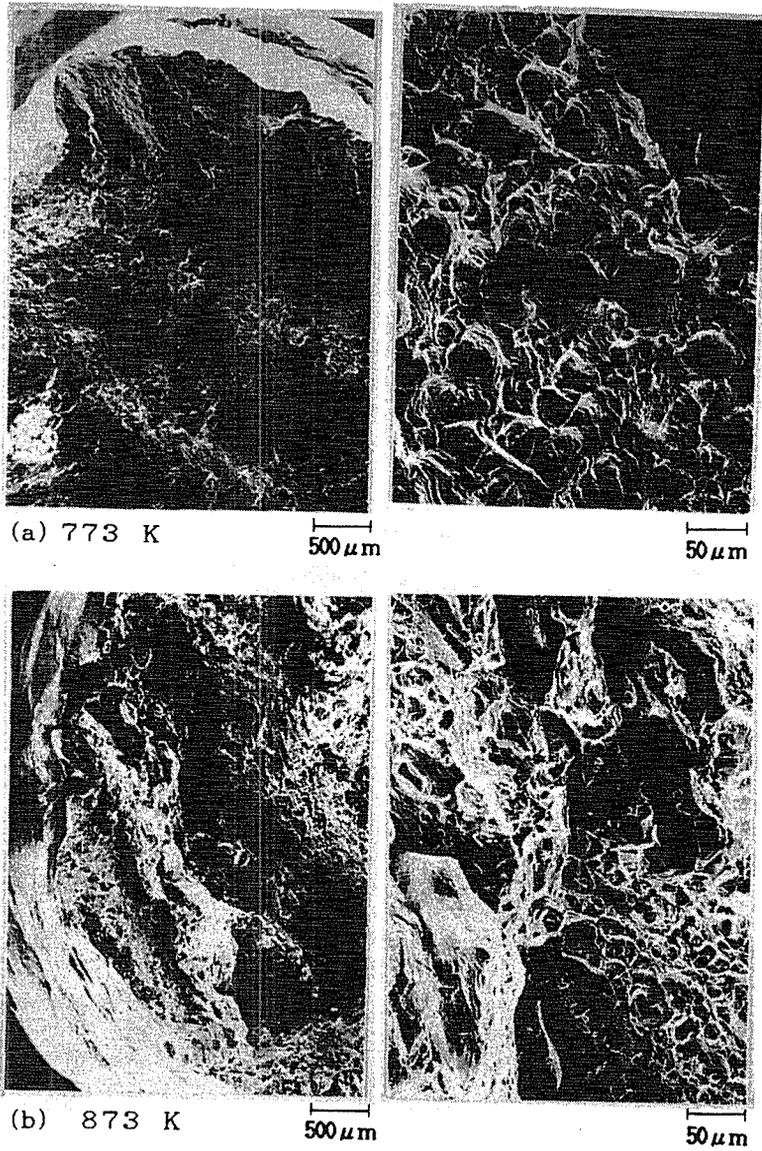


圖 4-21 拉伸破斷面，SA 模， $\dot{\epsilon}=2,1 \times 10^{-2} \text{sec}^{-1}$

## 伍、討論

### 5-1 凝固速率對組織與性質之影響

P. Gayen 及其同伴(5)對鑄造 Fe- (29-30) Mn- (1.5-3.0) Si- (0.2-0.8) C 合金的研究指出，在空氣中溶解和鑄造時易產生夾渣 (dross entrment) 和熱裂 (hot tearing) 的現象，在本研究尚無熱裂的問題，夾渣的現象亦克服到最低程度，從拉伸數據及拉伸後的破斷面觀察與計量得知，較快凝固速率的 SB 模及 MA 模分別佔有 22.2 % 及 38.5% 的較高夾渣比率，較慢凝固速率的 SA 模僅佔有 6.3 % 的比率。此種凝固速率較慢將可避免產生較多鑄造夾渣的現象，正與 P. Gayen 及其同伴的研究結論一致。

不論凝固速率之快慢皆會在核心偏析 (coring) 處產生些微的肥粒鐵，此點與 C. J. Altstetter 等 (3、4、6、11、12) 對鍛造材料研究，應是單相沃斯田鐵的說法不同。圖 5-3 (a) 更能清晰的看出此種肥粗鐵組織，其產生可能是樹枝晶的凝固成長易在核心處產生錳或碳元素的偏析，進而因此種  $\gamma$  相的穩定濃度減弱而促使肥粒鐵的晶出。

鑄造後之組織在未腐蝕前即可從金相發現的小黑點，經微硬度試驗之硬度值僅 Hv 280 左右，遠較晶粒或晶界為低。再經掃描式電子顯微鏡觀察，如圖 5-1 所示，證實了此種鑄造合金含有微孔 (microporosity) 及微孔內含有夾雜顆粒。這種微孔的分佈以主晶界及次晶界為最多，從圖面的顯示，其產生應該是凝固收縮而形成。較快的凝固速率將得到較多的微孔面積率 (Volume fraction of microporosity)，詳細數據如圖 5-2 所示。

以一般金屬或合金而言，較快的凝固速率將得到較細的晶粒粒度，然而由表 4-1 顯示，此種巨大的晶粒粒度已無法因凝固速率的改變而獲得有意義的影響。對主要樹枝晶臂距離 (P.DAS) 及次樹枝晶臂距離 (S.DAS) 而言，雖然有隨著凝固速率之加快而變小之趨勢，本可因次晶粒之細化而得到較佳之機械性質，事實卻相反。其原因被確定是因鑄造微孔、偏析及晶粒之方向性所致。圖 4-1 及圖 4-13 之 (c)，(d) 可看出晶粒之方向性。

整體而言，此種含有 0.45 % ~ 0.65 % 微孔面積率、650  $\mu\text{m}$  平均晶粒徑、偏析及長條狀晶粒等不良特性之鑄造組織，其機械性質於室溫至 773 K 仍然相當理想。雖然是比 C. J. Altstetter 等 (3、6、10、13、21) 對鍛造材之研究為差，但是遠比 Wang 及其同伴對鑄造材之研究(4)為佳。據其數據顯示，在室溫之抗拉強度為 550-605 MPa，延伸率為 10-11 %，雖然其化學成分含有 0.056-0.05% 的其他雜質元素，這將削減其機械性質

，但是其數據確實較低許多。

## 5-2 溫度對組織與性質的影響

### 5-2-1 顯微組織之變化

時效析出對鐵錳鋁合金之機械性質有重要的影響，Benz 於 1985 年的研究指出(14)，此種鍛造合金具有直接時效（未經固溶處理）的特性。本研究之鑄造合金直接高溫時效之組織變化如何？如圖 5-3 所示，在拉伸試驗溫度達到 1073 K，均未能從金相明顯的觀察到任何析出物，但是其金相耐蝕能力在 873 K 之溫度以後者已大大地減弱，並且在金相圖所顯示的樹枝狀濃度偏析益發明顯。因此，較有可能的現象是此時在晶粒內已有  $300\text{Å} - 600\text{Å}$  的 K 相析出了，但是此種析出物的觀察得藉助穿透式電子顯微鏡（TEM）才可清晰辨別，或者在晶界上已有微細的 K 相析出或元素偏析，但是其確認得靠電子探束顯微分析（EPMA）。因此特以微硬度量測予以佐證。如圖 5-6 所示，在 923 K 時顯微硬度達到高峰（peak），此種微硬度的變化趨勢與游(2)對鍛造材之固溶時效硬化之後的微硬度曲線變化頗為一致。因此，本研究據以推論此種鑄造合金受高溫直接時效 20 分鐘左右（不含加熱時間），即會因時效析出而對其機械性質有所影響。從晶界與晶粒內之微硬度變化情形判斷，在 873 K - 1073 K 晶界的硬度值並未有特殊的變化。

進一步的觀察，如圖 5-5 及 5-5 所示，當鑄造合金被直接加熱到 773 K、873 K 及 973 K 並保持 4 小時及 24 小時，(a)圖及(b)圖已有部分的析出物在晶界析出，當溫度達到 973 K 並保持 24 小時，如(c)圖已有大量的  $\beta$ -Mn 在晶界析出。其微硬度之變化，如圖 5-6 所示，變化的趨勢仍與游(2)的研究一致；即時效溫度 773 K 時將隨著時效時間之延長而硬化，873 K 及 973 K 時則相反。從上述之時效析出程度比較，直接加熱至試驗溫度並保持 20 分鐘的時效析出程度不甚顯著。

### 5-2-2 動態應變時效（DSA）

鋸齒狀流動（serrated flow）可以因擴散原子或碳化物與移動性差排之彈性交互作用而產生（17、18、34）。因此本研究之鑄造合金在試驗溫度 523 K ~ 673 K 以及 823 K ~ 873 K 分別出現鋸齒狀應力應變曲線，若依其溫度之高低及破壞機構之型態不同來判斷，在 523 K ~ 673 K 時是一種延性粒間破壞，因而較有可能是因擴散溶質原子，如矽、碳之作用所致。在 823 K ~ 873 K 時是一種脆性粒間破壞，因而較有可能是因析出之碳化物，如 K 相之作用所致。此種看法從前節之時效析出試驗結果即可印證。

鋸齒狀流動時，常可由其試棒之表皮觀察出變形帶的傳播紋路，由於本研究之鑄造合金的碩大晶粒間之異向性變形，使得某些變形凸出或凹入表層，試棒因而產生皺摺紋

路，即所謂之極皮效應（orange-peeling effect）<sup>(32)</sup>，變形帶紋路數是否與鋸齒數相等的現象，還需進一步觀察。

對機械性質的影響程度而言，在鋸齒狀流動的溫區，其流應力將隨著溫度的升高而平緩的降低，加工硬化率的變化雖未有升高的現象，但是仍將隨著溫度的升高而保有平緩的程序，如圖 5-7 所示。在延性方面，也產生了二次延性降低的現象。在高溫區因應變速率的改變，則在 873 K 時得到負應變速率敏感度（negative strain-rate sensitivity），詳如圖 5-8 所示。鋸齒型態的不同對機械性質的影響亦有差異，從上述之持平加工硬化率及流應力顯示，其差異不大且影響亦小。惟就上述顯示之鋸齒狀應力應變曲線、持平的高加工硬化率、持平的流應力、低延性，以及負應速率等特性，若依照 A.S. Ken 及其同伴的研究指出<sup>(45)</sup>，這些正是鋼鐵材之動態應變時效所該顯現的特徵。這將是說明本研究之鑄造合金在 523 K - 673 K 以及 823 K - 873 K 溫區之機械性質，將受動態應變時效之影響，惟其程度以後者高溫區較大。

### 5-2-3 機械性質與變形破壞機構

試驗溫度 296 K - 673 K 時是一種延性粒間破壞，幸好粒間分離的比率不多，在鋸齒流動之溫區受動態應變時效之影響不大，因此仍保有相當良好的強度及延性。依據此種低溫延性粒間破壞的產生原因分析，最大的可能是粗化的境界存有夾雜物、不純物偏析或晶界既存小孔密度高於晶粒內之密度。因此，圖 5-1 及 5-3 之觀察，證實了此種粗化的晶界是一種寬約 1.5  $\mu\text{m}$  的鑄造晶界細縫，此種細縫的粗細具有不連續性。晶界上是否仍含有細小的夾雜物，得藉用歐傑電子顯微分析（AES）。不過，圖 5-6 表示了晶界的微硬度在任何溫度均分別比其晶粒內者來得小，可見晶界受其既存之細縫影響，使得本來應高的硬度值反而降低了。圖 4-18 及 4-19 的變形控制（deformation controlled）機構，可推論晶界上受硫化物或磷化物的影響極小。從上述之分析，可以推論粗化的晶界及晶界之既存微孔是造成此種粒間破壞的主因。

試驗溫度在 723-873 K 時，粒間破壞的裂縫消失了，其原因是動態應變時效的消失，溶質氣氛固鎖差排運動之拉力（drag force）減弱，既存的鑄造微孔大量變長，以致於頸縮大量的產生，三軸應力場之徑向應力的作用，更促使軸向粒間的密合，裂縫因而消失了。所以動態應變時效的消失、微孔的變長以及頸縮的徑向應力作用，是造成酒窩狀延性穿晶破壞的主因。

試驗溫度在 873 K ~ 973 K 時，延性嚴重下降，973 K 時達到延性谷底（trough），強度也明顯的降低，是一種典型的脆性粒間破壞。若根據 T.R.Wright 及其同伴研究指出<sup>(30)</sup>，破壞表面約有 35% 以上的面積率是粒間破壞時，會大大地減低拉伸延性及強度，

此點正好與此溫區之性質相吻合，依據此種破壞型態的產生原因分析，最大的可能是晶界上之既存鑄造細縫、熱活化不純物的偏析、第二相顆粒析出，以及晶粒內之析出硬化，因而降低晶界黏結力，或使晶粒與晶界的相對韌性不平衡，於變形時晶粒不易遷移而導致晶界之滑動，或因晶界有較粗大而晶粒內較細小的析出物析出，且晶界的析出不全部都有。因此，應變時基地因硬化而不易變形，應變就集中在晶界無析出區，以致於粒間破壞。雖然根據前節之分析，於試驗溫度下時效析出的程度不甚顯著，但也足以造成晶粒與晶界之相對韌性之不平衡，於應變速率改變所顯示性質，此種破壞是受應力集中在晶界所致。於拉伸變形當中因應力在晶界上的集中，而加速其K相之析出亦頗有可能。以游(2)的鍛造材而言，晶界的粗化現象減免了，但在此溫區之延性下降程度均非常的大，破壞型態亦相同。因此，經過上述之分析，可以確認主要晶粒和晶界之時效析出以及應力集中而造成脆性粒間破壞。

試驗溫度在 1073K 時，延性提高強度卻顯著的下降，一般合金因溫度超過  $1/2 T_m$  而在晶界滑移變形所產生之楔形裂縫亦出現了。通常晶界滑移產生後亦造成粒間破壞使延性降低，但是若有晶界析出物阻擋，使晶界滑移不易，而使晶粒之變形量對總變形量之比提高，延性又會提高，因為材料最後破壞時仍然是由於晶界滑移所產生的楔形裂縫傳播而造成的。基於上述之論點及前章之觀察，可以推論基地軟化、鑄造微孔及時效析出的影響，是造成高溫延性粒間破壞的主因。

### 5-3 高溫變形阻抗

進一步的考量應力、應變、應變速率及溫度之關係，如圖 5-9 所示，在各溫度之  $m$  值（應變速率敏感度）經電腦以多重迴歸分析，其相關係數均在 0.9888 以上。圖 5-10 所示，在各應變速率之各溫度斜率無法構成一條直線，顯然

$$\sigma = C \times \exp Q/RT \mid \varepsilon, \dot{\varepsilon}$$

的表式示式在此溫區無法成立，此意謂著在各溫區的塑性流動之活化能有顯著之差異，因實驗限制，實驗溫區及取樣點仍少，此點仍待進一步探討。

### 5-4 鑄造鐵錳鋁合金之高溫性質評估

此種合金具有良好的高溫抗氧化性，但是高溫的機械性質在 873 K 以後即因為高溫粒間脆化而延性嚴重下降，顯然此種合金不適用於 873 K 以後之耐熱場所，甚至因時效析出之關係僅能適用至 723 K。進一步的以鐵鉻鎳系耐造鑄造合金來比較即可瞭解，如圖 5-11 及 5-12 所示，H 類及 HK-40 合金雖在室溫至 873K 之間的強度及延性均遠比鐵

錳鋁合金爲差，但 873 K 以後反而爲佳。鐵錳鋁合金在中高溫仍保持良好的機械性質，但是只要粒間破壞之發生，對材料性質而言總是非常不利的，而鉻鎳系合金則無此種高溫粒間破壞現象（參看附錄 C）。

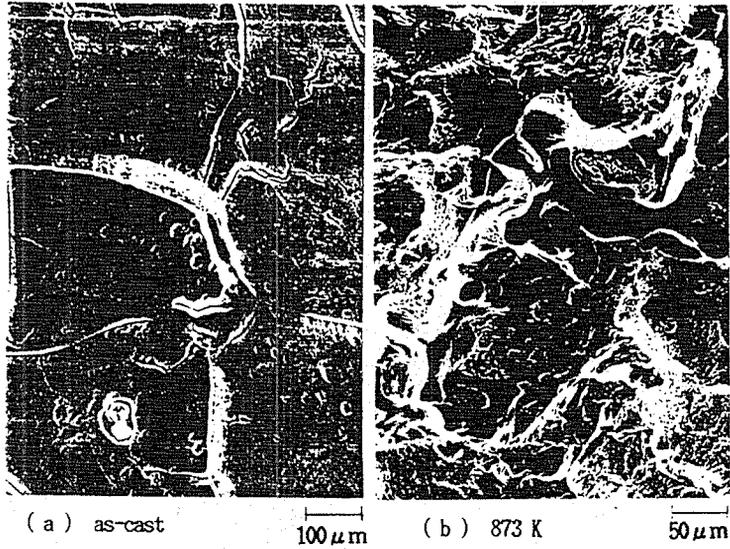


圖 5-1 鑄造微孔，SA 模

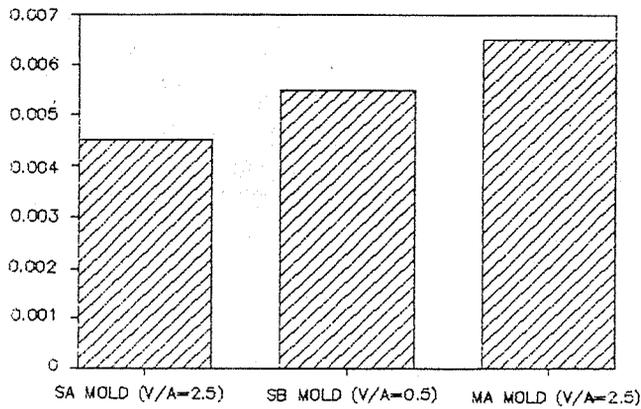


圖 5-2 鑄造微孔面積率

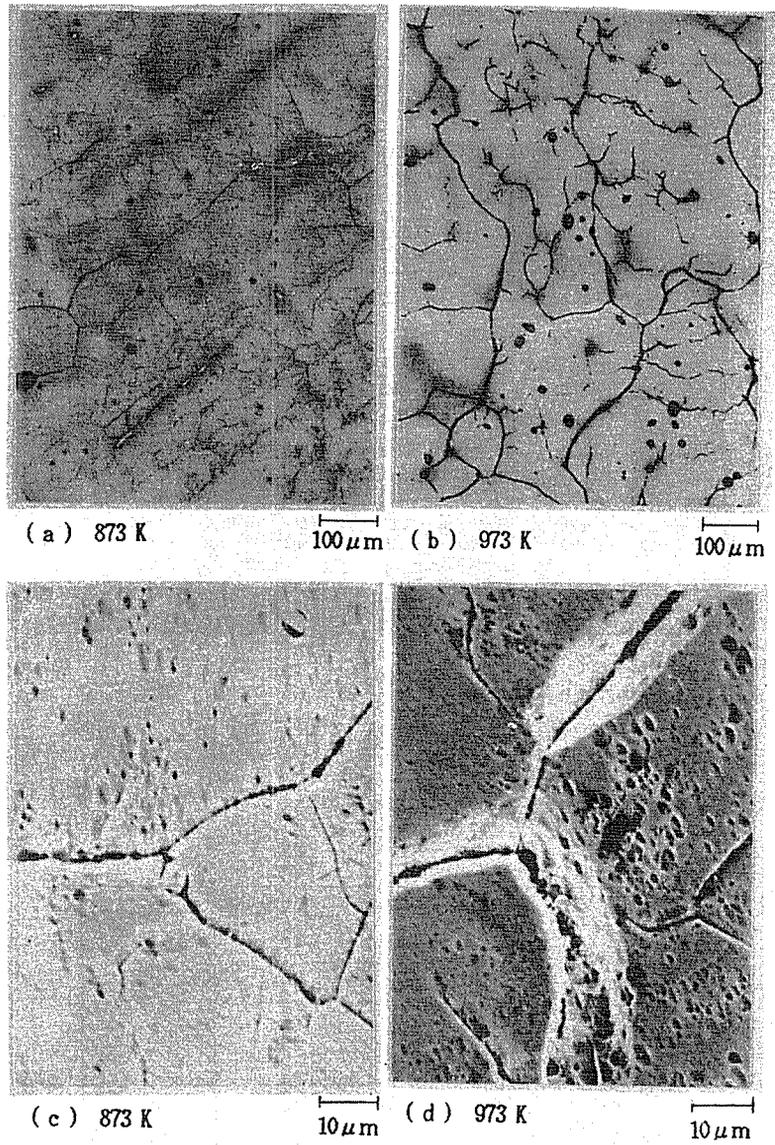


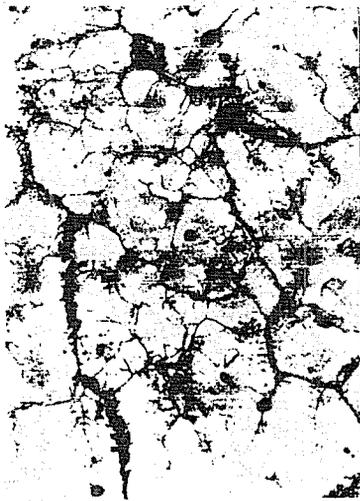
圖 5-3 試驗溫度對顯微組織之影響



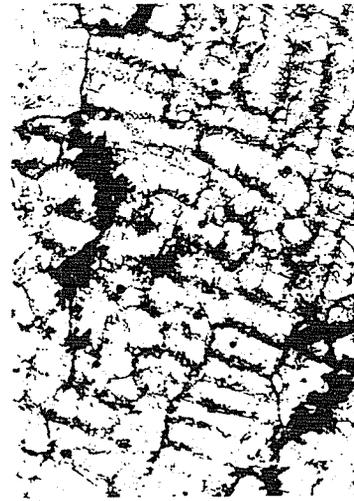
( a ) 773 K , 24 hr



( b ) 873 K , 4 hr



( c ) 973 K , 4 hr



( d ) 973 K , 24 hr

100  $\mu$ m

圖 5-4 直接時效對顯微組織之影響，OM

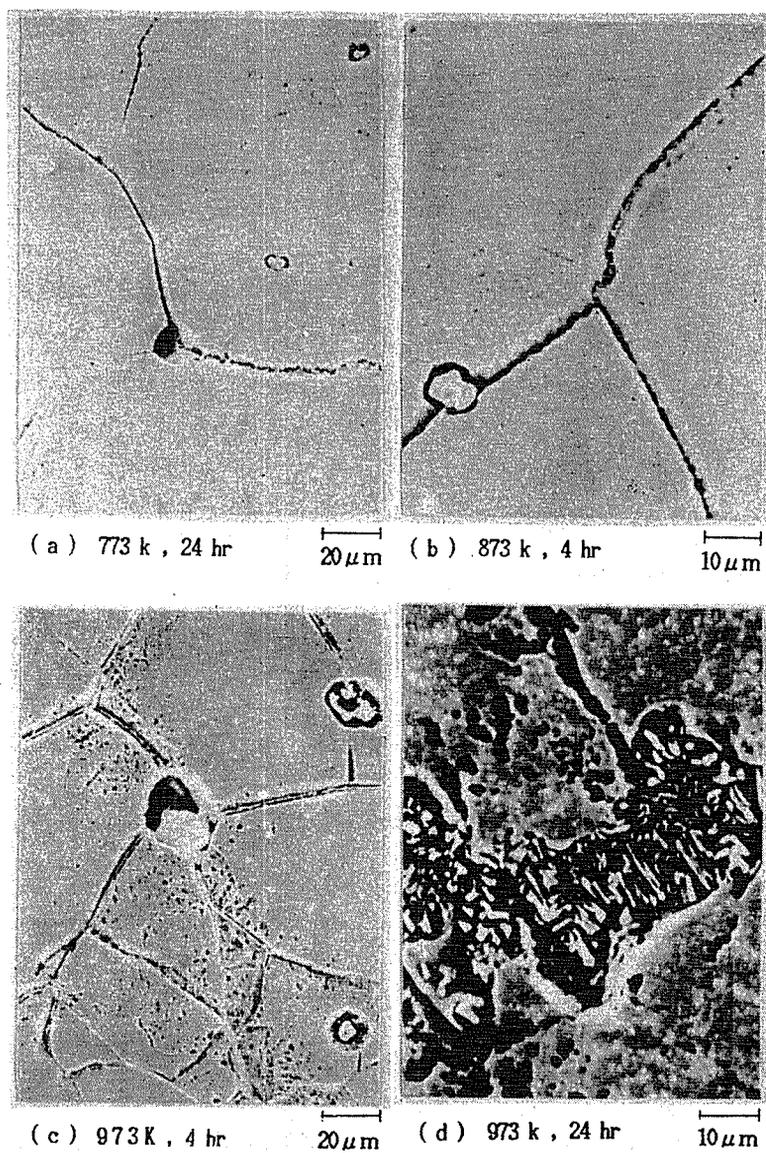


圖 5-5 直接時效對顯微組織之影響，SEM

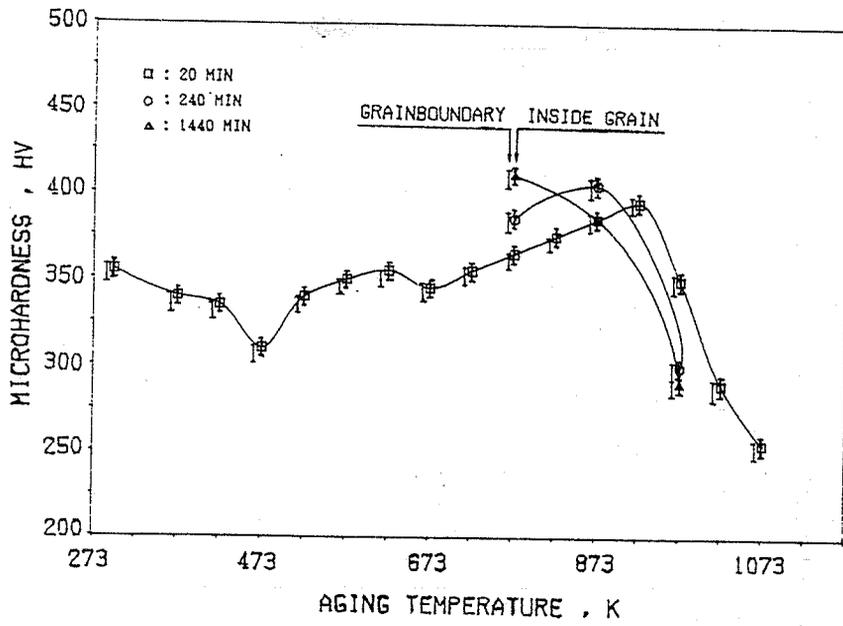


圖 5-6 拉伸溫度與直接時效對硬度之影響

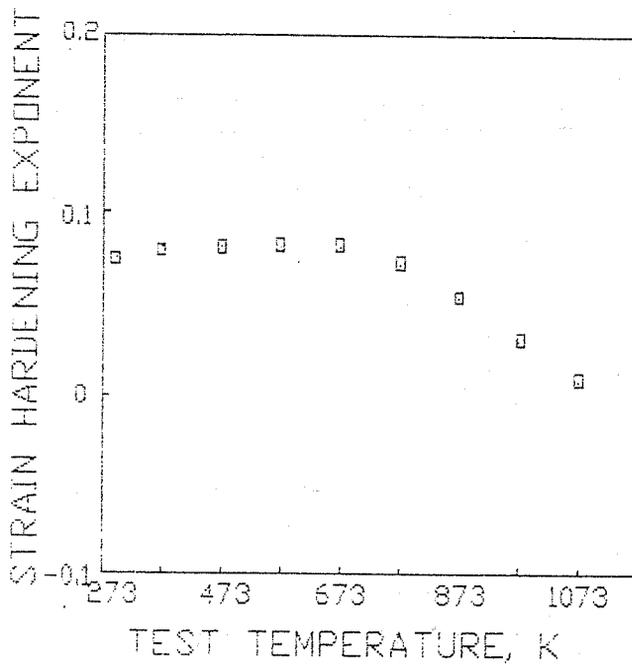


圖 5-7 溫度對加工硬化率之影響

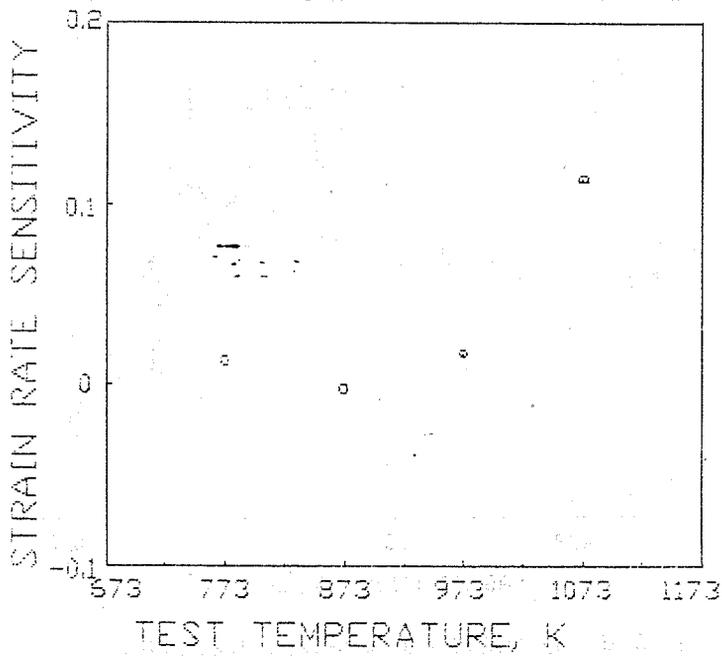


圖 5-8 溫度對應變速率敏感度之影響

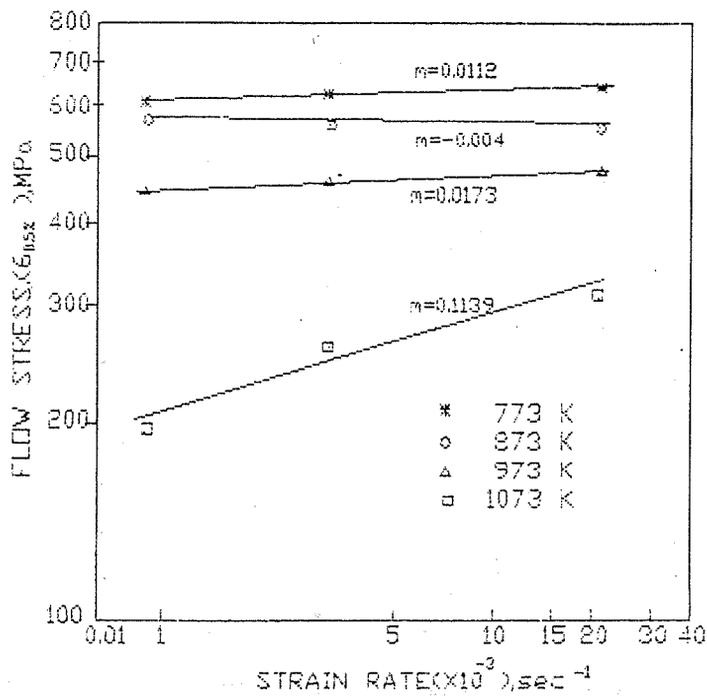


圖 5-9 不同試驗溫度之流應力—應變速率曲線， $\dot{\epsilon} = 0.05$

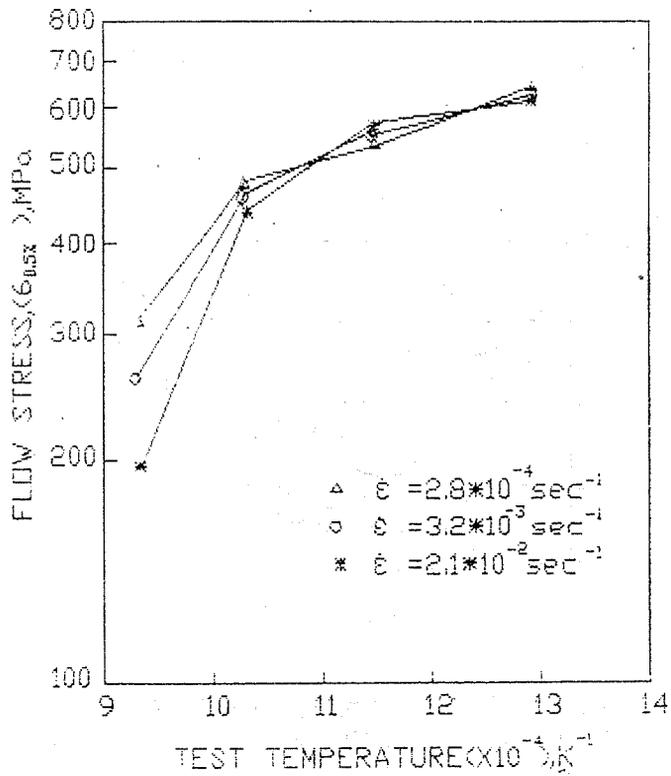


圖 5-10 不同應變速率之流應力—絕對溫度倒數之曲線， $\epsilon=0.05$

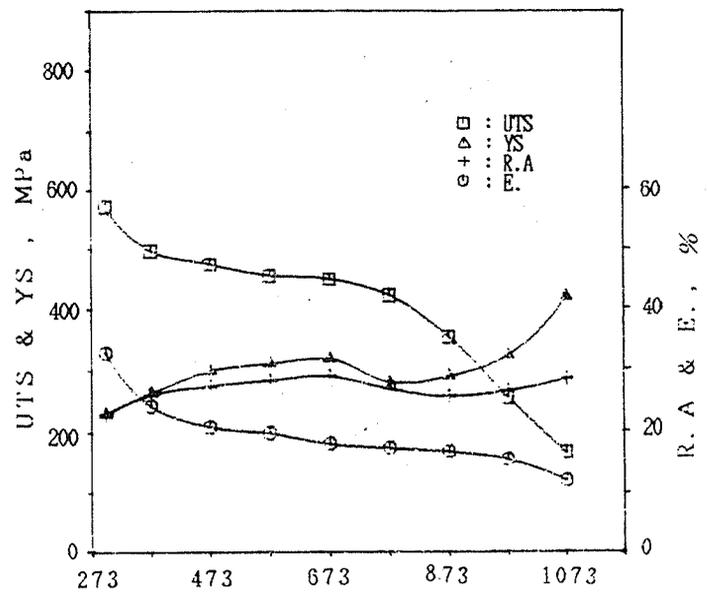


圖 5-11 H類耐熱合金之機械性質， $\dot{\epsilon}=2.8 \times 10^{-4} \text{sec}^{-1}$

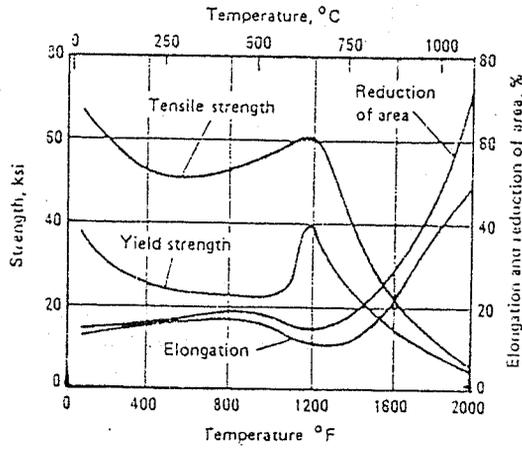


圖 5-12 HK-40 耐熱合金之機械性質， $\epsilon = 2.8 \times 10^{-2} \text{ sec}^{-1}$   
 ( Adoped from ASME handbook )

## 陸、結論與建議

綜合上述實驗結果，有關 Fe-28Mn-9Al-1.2Si-C 之鑄造合金研究，可得下列幾點結論：

1. 凝固速率愈快愈容易產生微孔、夾渣及偏析之現象，強度及延性較差。
2. 鑄造組織含有微孔、粗化之晶界及碩大的長條狀晶粒，在沃斯田鐵相之核心偏析處有些微的肥粒鐵。
3. 在 523 K ~ 673 K 與 923 K ~ 873 K 溫區；及  $2.8 \times 10^{-4} \text{ sec}^{-1}$  應變速率下，出現 A、B、C 等不同型態鋸齒。
4. 試驗溫度在室溫至 673 K 具有良好的強度及延性，惟受鑄造微孔、粗化晶界及偏析之影響，產生延性粒間破壞。
5. 試驗溫度在 723 K ~ 773 K 時，由於動態應變時效之消失與鑄造微孔的成長，以及頸縮之徑向應力作用，因而產生延性酒窩狀破壞。
6. 試驗溫度在 873 K ~ 973 K 時，延性嚴重下降，由於晶粒受時效析出及應變集中之影響，產升高溫粒間破壞。
7. 試驗溫度在 1073 K ~ 1073 K 時，延性提高，強度顯著下降，因基地軟化、晶界粗化之影響，產生高溫延性粒間破壞。
8. 鑄造狀態下直接施予 773 K ~ 973 K 之時效處理，便隨溫度之升高及時間之延長而有時效析出之現象。

鑄造困難、粒間破壞及高溫脆化等問題若能獲得改善，並以精密鑄造法鑄造，以減免切削加工量。則此種鑄造合金使用在低溫（0.3 T<sub>m</sub> 以下）的場合極具價值。憑其良好的強度及高延伸率必然發展潛力雄厚。惟仍待後續研究：

1. 尋求最佳鑄造方案，並改善合金元素及成分，以細化晶粒長度、消除鑄造微孔、減少粗化之晶界，或獲致第二相化合物之存在，期能減免粒間破壞及高溫脆化之現象。
2. 使用商業原料並突破其精密鑄造法之熔鑄技術，以開發商業價值之鑄造合金。
3. 進一步瞭解動態應變時效的成因及其影響。
4. 723 K 及 1073 K 之附近應是理想的中高溫熱加工溫區，惟仍需進一步瞭解變形特性及變形阻抗。

## 參考文獻

1. Fujio Tsukamoto: Trans. ISIJ, 26 (1986), 273
2. John S. Dunning et.al.: Metal Progress, Aug. (1982), 47
3. C. J. Altstetter et.al.: Mat. Sci. and Eng., 82 (1986), 13
4. Rosie Wang and Franklin H. Beck: Metal Progress, Mar. (1983), 72
5. P. Gayen et.al.: Indian Foundry J., Nov. (1985), 19
6. J. Charles et.al.: Metal Progress, May (1981), 71
7. A. Inoue et.al.: Metall. Trans., 12A (1981), 1245
8. Duane J. Schmatz: Trans. of the ASM, 52 (1960), 898
9. S. C. Jiong: Trans. of the Japan Ins. of Metals, 28 (1987), 671
10. John S. Dunning et. al.: Metal Progress, Apr. (1978), 59
11. N. A. Storchak and A. G. Drachinskaya: Fiz. Metal. Metalloved, 44 (1977), 123
12. G. L. Kayak: Mat. Sci. Heat treat., 2 (1969), 95
13. Samir K. Banerji: Metal progress, Apr. 1978, 59
14. J. C. Benz and H. W. Leavenworth: Tran. J. of Metals. March (1985)
15. P. R. Cetlin. et.al.: Met. trans. 4 (1973) .513
16. L.J. Cuddy and W. C. Leslie: Acta Metall., 20 (1972), 1157
17. RWK Honeycombe: "Steels, Microstructure and properties", 1981, Edward Arnold.
18. A. Wijler et.al.: Acta Metall., 20 (1972), 355
19. A. S. keh, Y. Nakada, and W. C. Leslie: "dislocation dynamics colloquium", p.381
20. R. B. Schwarz and L. L. Funk: Acta metall., 33 (1985), 295
21. Sun Ig Hong: Mat. Sci. and Eng., 79 (1986), 1
22. 游瑞坤: "鐵錳鋁合金機械性質之研究", 國立中山大學碩士論文, 76年6月
23. 吳新明: 材料科學, 18B (1985), 140
24. C. A. Hipp Sley et.al.: Acta Metall., 32 (1984), 1381
25. C. A. Hipp Sley et.al.: Acta Metall., 28 (1980), 869
26. D. N. Crowther and B. Mintz: Mat. Sci. and Tech., 2 (1986), 671

- 27. D. N. Crowther 等 : Tran. ISIJ, 27 (1987), 366
- 28. Y. Ohmori and Y. Machara : Tran. ISIJ, 35 (1984), 160
- 29. Dieter. Fahr : Met. Tran., 2 (1971), 1383
- 30. R. N. Wright and T. R. Farrell : AFS tran., 137 (1985), 853
- 31. 伊藤吾朗等 : 軽金属, 35 (1985), 501
- 32. George. E. Dieter : "Mechanical Metallurgy", MCGRAW-HILL, 3rd edition, 1986
- 33. A. Korbel and H. Dy Biel : Acta Metall., 29 (1981), 89
- 34. D. Lohe et al : TCSM 6, Melbourne, 8 (1982), 199

附錄 A

鑄造 Fe-Mn-Al 合金 ( SA Mold ) 之機械性質， $\dot{\epsilon} = 2.8 \times 10^{-4} \text{ sec}^{-1}$

試驗溫度 ( $^{\circ}\text{C}$ )	降伏強度 (Mpa)	流應力 1%, Mpa	流應力 1%, Mpa	抗拉強度 (Mpa)	破斷強度 (Mpa)	延伸率 (%)	斷面收縮 率(%)
R T	790	822	862	839	815	26.2	32.8
	810	834	875	859	835	28.0	34.0
100	733	757	793	773	759	28.3	36.5
150	676	728	765	745	730	29.2	38.6
200	656	682	721	716	693	31.9	38.6
250	637	667	709	689	657	27.7	39.1
300	632	668	708	687	650	26.9	40.6
350	616	653	690	671	629	28.2	42.2
400	603	631	673	660	573	28.2	44.6
450	581	609	646	624	557	29.0	46.0
500	550	572	617	584	544	24.0	46.5
550	537	569	602	573	520	17.1	36.6
600	504	530	567	540	517	9.0	19.3
650	492	520	550	531	508	8.5	16.7
700	412	429	443	430	396	6.0	11.3
750	272	284	311	304	251	15.5	22.0
800	195	188	192	195	216	29.3	50.5

鑄造 Fe-Mn-Al 合金 ( SA Mold ) 之機械性質， $\dot{\epsilon} = 3.2 \times 10^{-3} \text{ sec}^{-1}$

試驗溫度 ( $^{\circ}\text{C}$ )	降伏強度 (Mpa)	流應力 1%, Mpa	流應力 5%, Mpa	抗拉強度 (Mpa)	破斷強度 (Mpa)	延伸度 (%)	斷面收縮 率(%)
500	576	591	622	605	577	27.9	46.8
600	533	538	562	535	510	16.0	32.5
	529	539	561	534	505	13.8	36.2
700	420	434	461	448	423	13.8	3.2
	422	436	466	458	425	15.1	27.8
800	253	259	266	257	216	30.9	48.5

附錄 A

鑄造 Fe-Mn-Al 合金 ( SB Mold ) 之機械性質， $\dot{\epsilon} = 2.8 \times 10^{-4} \text{ sec}^{-1}$

試驗溫度 ( $^{\circ}\text{C}$ )	降伏強度 ( Mpa )	流應力 1%, Mpa	流應力 1%, Mpa	抗拉強度 ( Mpa )	破斷強度 ( Mpa )	延伸率 (%)	斷面收縮 率 (%)
R T	800	838	875	851	845	27.1	33.3
	832	788	828	858	795	24.9	30.5
100	710	744	778	760	745	27.4	35.2
200	645	674	715	710	682	30.2	38.0
300	600	655	694	675	645	25.2	39.6
400	566	704	652	650	566	32.5	43.4
500	519	570	608	581	496	21.2	41.0
	503	544	587	569	520	23.1	40.1
600	435	518	564	540	494	11.0	18.4
	461	519	562	535	482	8.0	21.2
700	390	431	449	436	370	7.3	10.5
	382	414	434	420	384	8.4	12.5
800	191	185	194	191	86	33.8	45.1
	185	181	191	185	102	32.6	41.1

附錄 A

鑄造 Fe-Mn-Al 合金 ( MA Mold ) 之機械性質， $\dot{\epsilon}=2.8 \times 10^{-4} \text{sec}^{-1}$

試驗溫度 (°C)	降伏強度 (Mpa)	流應力 1%, Mpa	流應力 5%, Mpa	抗拉強度 (Mpa)	破斷強度 (Mpa)	延伸率 (%)	斷面收縮率 (%)
R T	692	751	788	795	771	26.3	32.3
	680	737	770	781	760	24.0	28.5
200	604	630	668	695	646	29.0	36.5
300	585	616	668	661	617	24.0	38.2
400	541	578	625	656	632	35.0	41.9
500	461	503	548	539	494	25.0	39.9
	460	495	536	528	484	23.2	37.3
600	470	515	524	520	469	6.2	14.4
	449	493	471	497	440	5.8	12.9
700	376	423	411	424	398	5.3	9.9
	370	413	410	420	391	5.0	9.8
800	170	177	191	182	118	28.0	30.0
	174	174	186	177	122	27.0	29.2

鑄造 Fe-Mn-Al 合金 ( SA Mold ) 之機械性質， $\dot{\epsilon}=2.1 \times 10^{-2} \text{sec}^{-1}$

試驗溫度 (°C)	降伏強度 (Mpa)	流應力 1%, Mpa	流應力 5%, Mpa	抗拉強度 (Mpa)	破斷強度 (Mpa)	延伸率 (%)	斷面收縮率 (%)
500	598	605	637	615	604	27.9	47.5
600	531	534	558	530	510	16.0	41.1
	527	535	557	527	519	13.8	44.4
700	435	450	484	448	435	21.0	40.1
	423	435	463	458	458	19.1	33.5
800	276	281	298	289	251	32.1	47.5

附錄 B

H 類合金 ( SA 模型 ) 之 高溫 拉伸 機械 性質 ,  $\dot{\epsilon} = 2.8 \times 10^{-4} \text{ SEC}^{-1}$

試驗溫度 ( °C )	降伏強度 ( Mpa )	流應力 1% ( Mpa )	流應力 5% ( Mpa )	抗拉強度 ( Mpa )	破斷強度 ( Mpa )	延伸率 ( % )	斷面收縮 率 ( % )
25	328	369	465	568	558	23.5	25.2
	330	383	473	600	596	25.9	26.9
100	320	358	380	577	577	25.0	25.5
200	210	238	316	475	461	27.4	30.0
300	200	222	305	456	446	28.3	31.2
400	182	214	295	450	445	29.0	31.9
500	172	204	288	420	410	27.5	28.2
	178	210	292	426	416	27.9	28.0
600	168	196	271	350	347	24.8	27.8
	178	210	271	365	365	25.7	29.1
700	153	177	231	252	226	25.2	30.4
	137	183	239	262	235	29.5	33.4
800	128	155	175	170	120	29.9	44.5
	132	139	169	172	131	30.2	42.8