

锌基合金译文集

(一)

洛阳工学院
锌基合金课题组
科技情报部

一九八四年十二月

Zn—Al—Cu 轴承合金的蠕变性能

Temel Savaskan 等

郭东华译 陈全德校

本文对在工作应力和温度范围内含 0.3 和 4% Cu 的三种 Zn—Al 合金的蠕变性能作了研究。如果用所谓的“通用方程式”表示的话，该铸造合金的二期蠕变率与各种试验条件无关。在工作应力和温度可变情况下，使用 Mukherjee 方程式达到了满意的结果。该经铸态合金均比淬火——时效状态合金的二期蠕变率低的多。

多年来，用于作轴套的锌基合金已进行了小规模的生产，但在近年来它们显示出了极好的摩擦性能①。在铸态条件下含 2~5% Cu 的合金有一个熔点为 377°C 的三元共晶组织②，以及多数轴承合金都具有蠕变性能差的低熔点。以共晶，即偏晶混合物为基的二元 Zn—Al 系合金，在淬火——时效状态下形成能被超塑的非常之细小的锌和铝混合物③、④。但是，铜可使上述材料⑤、⑥⑦改善其室温抗蠕变阻力。

该项工作的目的是确定接近共析点的含 Cu 合金的蠕变性能。为了评价 Cu 对蠕变抗力的影响，并与它们相似的二元合金作了对比。

材 料

制备并试验一种二元共析合金及两种接近共析点的含 Cu 合金。用化学分析法确定其成分，见表 1。

表 1 合金的化学成分 (物料 %)

合金号	Z n	A l	C u
1 A , B	77.8	22.2	—
2 A , B	68.8	27.1	3.0
3 A , B	76.8	19.3	3.9

合金采用 99.99% Z n 和 A l , 优质铜线材, 并在刚玉坩埚中熔化。用工业除气剂作熔化除气, 600℃时盛入低碳钢模中, 使其成为重量接近 600 克, 直径为 13mm 的金属锭。试验分别为: 铸态 (A) 或热处理 (B) 两种。合金热处理是在 350℃, 断口缩减 20 % 的情况下热轧, 在氟气保护下于 350℃温度下保持 48 小时后炉冷均匀化处理, 后再在 350℃下保温 3 小时后淬入冷水中固熔处理, 并在 200 ± 2 °C 下时效处理 2 小时。

机 械 性 能 试 验

取直径为 10mm, 标准长度为 50mm 的抗拉试验棒 (铸锭或热处理的棒料) 作蠕变试验。使用一个用重臂对试样施加恒定载荷的抗张蠕变机, 温度在 60 到 180 °C 内变化, 其控制温度在 ± 2 °C 范围内。把 $10 \sim 15 \text{ MN/m}^2$ 应力加到试样上, 而蠕变应变是根据凸出轴环上的转换机构测定的。

为了和二期蠕变率相联系, 用抗张试验去确定合金的试验应力和摩擦应力。试验是在不同温度下, 在 Mand 应力机上进行的。该试验机作用在试样 (与蠕变试样类似) 的横梁上的速度为 $6.83 \times 10^{-3} \text{ mm/s}$ 。试验时控制温度在 ± 3 °C 范围内。在记录仪上同时显示出载荷和伸长量, 而且该数据常常用来绘制工程应力

一应变曲线。

在相同温度下利用建立在应力松弛法上的蠕变试验来测出摩擦应力⑧。当横梁位移率达到 $6.83 \times 10 \text{ mm/s}$ ，应力稳定不变时，在试验机上可以待到试样的变形情况。横梁停止移动，保持试样长度不变，随后测量载荷的松弛情况。当应力减小到某一极值时，那就是摩擦应力。

试验结果

显微组织

光学显微镜试样只用 $1 \mu\text{m}$ 金刚石抛光，后用 2% 的硝酸乙醇腐蚀。三种合金的原始金相组织见图 1—3。

图 1 a 显示出了二元合金的铸态结构。此结构为富铝枝晶间枝晶半连续状网的富 Zn 相。在 350°C 热处理时，这种合金完全溶解于 B 相中，在 200°C 时此种合金分解产生锌 (n) 和铝 (d) 晶粒的细小混合物，见图 1 b。

图 2 a 表示含 3% Cu 的合金 (2A) 的铸态结构。这种合金的组织与二元合金相似，但是该枝晶间含有细小的亚稳定富 Cu 相 (CuZn_4) 质点。热处理后，该结构与二元合金的结构相似 (图 2 b)。用电子微量显微分析法测得该结构的成分为：69.8% Zn, 27.1% Al, 3.1% Cu。在密封条件下，同化学分析测量的结果是一致的。

图 3 a 表示 3A 合金的铸态结构。当 Zn 和 Cu 含量较高时，在这种合金中的枝晶间的共晶混合物比率较大，但从另一方面来说，该结构同 2A 相似。在 350°C 时，这种合金处于三元系⑨ ($\beta + \epsilon$) 相中。在 350°C 热处理时产生均匀的 β —相和前面提到的枝晶间

ϵ ——相长质点。淬火后在 200°C 时效处理 2 小时后 β ——相分解，但仅有部分 ϵ ——相由 $\alpha + \epsilon \rightarrow T' + n$ 反应而消失。上述反应是在 268°C 范围内出现的⑨。图 3 b 显示出 β 相分解的典型显微结构，并有几块大的不规则残留 ϵ ——相微粒。用电子显微分析法对混合物分析得到：80.0% Zn，18.0% Al，2.0% Cu。 ϵ ——相含 Cu 量为 16.6%。

拉 伸 性 能

对在不同温度下的各种合金来说，都可以测得工程应力和应变值的。此结果用应力——应变曲线图表示，图 4 为典型实例。残余变形为 0.05% 的试验应力和抗拉极限是根据每条曲线确定的，并和所测得的摩擦应力一起列于表 2。仅铸态合金具有可测摩擦应力 σ_0 ；对所有热处理合金来说，应力可松弛至零。3B 合金在 80°C 时应力松弛曲线实例见图 5 所示。

表 2 铸态合金和热处理合金的热拉伸性能

合金	温度($^{\circ}\text{C}$)	$\sigma_{0.05}$ (MN/m^2)	抗拉伸极限 (MN/m^2)	σ_0 (MN/m^2)
1A	120	24.5	41.2	7.7
	80	17.4	30.9	0
1B	120	9.9	17.4	0
	80	56.0	16.6	19.0
2A	150	21.5	48.1	7.8
	20	33.0	52.8	0
2B	80	20.5	27.2	0
	120	7.5	16.4	0
3A	120	51.0	81.2	18.0
	150	37.5	69.1	13.0
3B	20	85.0	153.7	0
	80	37.5	93.2	0
	120	21.0	37.3	0

蠕 变 性 能

在所有情况下，蠕变应变与时间关系都是可以用曲线图表示的，曲线由初始、第二和第三蠕变范围确定的，如图6所示。该图为2A合金在150°C时应力为20、30和40 MN/m²蠕变曲线。所有试验数据都是根据第二蠕变率测得的。该数据同试验温度，以及使用的应力(σ)列于表3。

表3 在不同应力和温度下所测得的第二蠕变值 $\dot{\epsilon}'_2$

合 金	温 度 °C	应 力 , (MN/m ²)	蠕变率
1A	80	30	0.125
	80	40	0.465
	80	50	0.800
	120	20	2.32
	120	30	12.1
1B	60	20	2.38
	60	30	11.8
	80	10	2.43
	80	15	4.96
	80	25	33.3
	80	30	63.7
	80	40	192
	120	10	31.1
	120	15	71.1
		20	140

2A	120	30	0.94
	120	40	1.54
	120	50	4.11
	150	20	4.80
	150	30	8.37
	150	40	14.8
	180	30	81.3
2B	80	20	0.65
	80	30	2.82
	80	40	5.23
	100	20	6.11
	120	10	3.87
	120	20	22.3
	120	25	43.4
	120	30	69.4
3A	120	30	0.95
	120	40	1.92
	120	50	2.81
	150	20	2.00
	150	30	7.45
	150	40	12.3
	180	30	19.1
3B	80	10	0.323
	80	20	3.05
	80	30	8.25
	120	10	4.14
	120	20	24.4
	120	30	102
	150	30	505

结果讨论

如果蠕变性能与有用数学关系式相关的话，那么在不同条件下，各种合金蠕变特性的定量估价是简单的。经验值或半径验值的各种关系是按照所谓的“一般”方程式给定的 (10)：

$$\dot{\epsilon}_s = B \left(\frac{\sigma - \sigma_0}{\sigma_{0.05}} \right)^{3.5} \quad (1)$$

B 表示数值 $\approx 2.5 \times 10^{-5} / \text{s}$ ，并且与材料无关。有效应力 $(\sigma - \sigma_0)$ 和 0.05 试验应力 $(\sigma_{0.05})$ 应考虑到温度 and 材料条件的影响。 $\ln \dot{\epsilon}_s - \ln \{(\sigma - \sigma_0) / \sigma_{0.05}\}$ 的曲线图应是斜率 3.5，截距为 B 的直线。已知各个合金 σ 和 $\sigma_{0.05}$ ，用这种方法和该结果绘出曲线于图 7。图 7 中的连续直线符合 Evans 和 Harrison 的结论 (10)。但是，在此直线范围内各数据点处于近似状态，甚至对单一合金来说是很分散的。而且按照这个方程式计算出的二期蠕变率可能是十分不准确的。

根据 Mukherjee (11) 的意见，蠕变率可能与下面的简单经验公式有关，如：

$$\dot{\epsilon}_s = A \sigma^\eta \exp(Q_c / RT) \quad (2)$$

A 和 η 为常数， σ 为应用应力， Q_c 为蠕变活化能。这个方程式说明了当温度和应力不变时，应用率与时间成直线关系，以及唯一正确的使用二期蠕变范围。

对数的形式为：

$$\ln \dot{\epsilon}_s = \eta \ln \sigma - \frac{Q_c}{RT} + \ln A \quad (3)$$

η 值是为恒温条件下 $\ln \dot{\epsilon}_s$ 对 $\ln \sigma$ 的斜率。图 8 表示铸态

合金，图9则为热处理合金。但是，从直线上的各数据点来看是相当分散的。斜率值 (n) 可以求得，而且也可以计算出各种合金的平均值 ($\bar{n}$)。同样，在应力不变时， $1/n \dot{\epsilon}_s$ 对 $1/n \dot{\gamma}$ 能得到斜率为 Q_c/R 的直线。图10为铸态合金，图11为热处理合金。对各种合金来说，斜率是近似不变的，但是在大多数情况下，每个应力对确定直线，数据点是不够的。个别数值及 Q_c 的平均值是根据测量直线斜率求得的，并同各种合金典型应力计算值一起列入表4中。

$$\frac{1}{T} (K^{-1} \times 10^3)$$

表4 n ， Q 的固定值及所测得的端变数据

合金	应力		活化能 KJ/mol.			
	n	$\bar{n}$	Q_c	$\bar{Q}_c$	$\bar{A}$	A'
1A	3.57	4.4	133.0	133	14.37	4.82
	5.17					
1B	4.08	3.3	73.6	77±8	5.28	2.61
	3.63		16.4			
	2.17		84.1			
2A	2.33	2.3	111.4	103±17	9.92	2.82
	1.63		34.2			
2B	3.01	2.9	102.7	98±10	10.67	6.81
	2.72		92.9			
3A	2.22	2.4	86.2	83±7	3.37	2.4
	2.47		79.0			
3B	2.89	2.9	73.6	69±13	2.02	7.9
	2.82		59.0			
			73.0			

此处，就各种合金而言， $\bar{n}$ 和 Q_c 为已知值，蠕变数据是根据测定 $\ln \dot{\epsilon}_s$ 对 $\bar{n} \ln \sigma - Q_c/RT$ 的参数值来描述的。并指出了单位斜率和截距 $\ln \bar{A}$ 间的直线关系。该参数值是根据表 4 中的数据和二期蠕变率参数相关的结果计算出来的。见图 1 2。对每种材料和条件来说，在单位倾斜直线上蠕变数据将是相互关联的。计算截距 $\ln \bar{A}$ 的值，其他数据则列于表 4 中。

检查表 4 的数据表明，在单一材料和条件内，所测定的常数值存在相当大的差别。在蠕变试验中数据分散是正常的，在 $\bar{n}$ 和 Q_c 中实际存在明显变化是不可以相信的。因此，典型应力平均值，蠕变活化能 Q'_c 都是根据表 4 中的 $\bar{n}$ 和 Q_c 中测量数值计算出来的。此处 $\bar{n}' = 3.03 \pm 0.9$, $Q'_c = 86.7 + 18.3 \text{ KJ/mol}$ 。新的参数值 $\bar{n}' \ln \bar{\sigma} - Q'_c = 86.7/RT$ 是根据 $\bar{n}' = 3, Q_c = 87 \text{ KJ/mol}$ 计算出来的，而对 $\ln \dot{\epsilon}_s$ 曲线见图 1 3。虽然没有图 1 2 所示的那样好，但相互关系是合理的；特别是 1 A 中的 $\bar{n}$ 和 Q_c 值与 $\bar{n}'$ 和 Q'_c 值有明显不同。

$\ln A'$ 中的数量是根据图 1 3 计算出来的，并列于表 4 中。在某种情况下，它们和 $\ln A'$ 值差别相当大，在参数计算时 $\ln \bar{A}$ 对 Q_c 和 $\bar{n}$ 值是敏感的。

由于对所有材料都采用 $\bar{n}$ 和 Q_c 的相同值，所以，二期蠕变率的相关结构是由在蠕变方程式中的 $\ln A'$ 值所决定的。 $\ln A'$ 决定各种合金在图 1 3 中所描绘的曲线位置，最后的图直接表示合金相关的蠕变特性。从图 1 3 中可以明显看出，热处理合金比铸态合金的蠕变性能高，而且每一组内明显地取决于 Cu 含量。蠕变率低是与 Cu 含量增加有关。合金在热处理情况下，3 B 合金的二期蠕变率

介于 1 B 和 2 B 合金之间。但是，多余的 Cu 会使 ϵ 一相的剩余微粒析出，不存在于仅含 2% Cu 的基体中。假如在端变过程中相当少的残余 ϵ 一相不起什么作用的话，那么这种解释是合理的。在这种情况下，正是含 Cu 基体控制着第二端变率。Cu 含量对 InAl 的变化情况见图 14。合金的两种状态和热处理状态是线性关系，并根据 3 B 合金在后一种情况规定出了含 Cu 基体。在热处理状态中 Cu 对合金的第二端变率的影响机理尚不十分清楚。在 200°C 下时效 2 小时后，B 相代替 α 和 η 相两相混合物（分别为富 Al 和富 Zn），在 2 B 和 3 B 情况下，在固溶体中 Cu 含量 < 1% (9)。多余 Cu 以非常细小的沉淀相析出或在晶界上以气团状溶质出现，而 $\dot{\epsilon}_s$ 强烈下降可能同 Cu 含量和这种影响有关。由于这些热处理合金在低于 β 相共析转变温度下被超塑 (3, 4)，所以端变可能同晶界附近的扩散过程有关 (12)。从理论上来说，端变可通过晶界内或沿晶界上位错团的增加，以及在应力作用下在晶界边上诱发位错堆积来控制 (12, 13, 14)，这些并被在超塑流变期间的某些实验所证实 (15)。如果在晶间有较小的沉淀物或气团状溶质能阻止该过程产生，那么可以预料 Q_c 有某些增加，将高于晶粒内位错团增加程度的无 Cu 合金。

对于这项工作没有足够的证据，实际上，同 1 B (表 4) 相比 Q_c 值 2 B 较高，而 3 B 较低，然而在这个问题上所确定的 Q_c 值的精确性很可能对承认这种结论是不充分的。 Q_c 实际值比 Al 自行扩散小 (126 KJ/Mol) 或比锌铝合金中 η 的扩散小 (113 - 122 KJ/Mol.) (16, 17)，但是，与 Zn 的自行扩散相当 (86 KJ/Mol.) (16)。Davie 和 Williams (18)

根据 Zn 的多晶蠕变活化能确定了蠕变温度。当温度升高至 142°C 时便出现了从 60 到 88KJ/mol 的快速转变。研究工作就是在这种温度范围内进行的, 所以蠕变率明显的被富 Zn 相的扩散所控制。这是对 Naziri 和 Pearce 19 的观察的支持, 他们观察到在 Zn-Al 共析合金的超塑流变中富 Zn 相扩散的重要作用。试验应力值比多晶 Zn 18 的值低, 但是比某些数学模型的预计稍大一些 11, 12。新近蠕变数学模型是根据晶界位错增加的情况确定的。预计 n 值, 1—5 是根据应力和亚结构尺寸而定的。类似 1B 合金模型的应用情况, 预计性能与实际性能很一致 14。铸态合金与热处理合金不同, 二期蠕变率很小, 含 Cu 合金中和总的含 Cu 量有关。1A 合金为没有什么偏析的枝晶结构所组成, 由于包晶反应, 使初生晶核几乎完全消失 20, 所以, 多余的 Zn 便集中于枝晶间网状结构中 21。枝晶转变的 Zn 含量比 1B 合金基体 Zn 含量稍低一些, 这种分解产物是层状的 22, 因而这种几何因素将会得到较低的蠕变率。枝晶间网将迫使 Zn 粒比 B 相分解产物大得多, 也将导致缓慢蠕变。

在含 Cu 合金 2A 和 3A 中, 已知枝晶中含 Cu 量为 $\sim 1.5\%$ 剩余 Cu 集中在枝晶间网中。合金按 Cu 含量排列 (图 1a, 2a 和 3a)。显然, 在热处理合金中, Cu 会使 $\alpha + \eta$ 混合物的蠕变阻力增加。但是根据实验结果, 以 ϵ -相形式枝晶间 Cu 相和晶粒相当大的富 Cu η 相也将有效地影响蠕变阻力。

结 论

1. Zn-Al 和 Zn-Al-Cu 合金的铸态和热处理的二期蠕变可应用公式:

$$\dot{\epsilon}_s = A \exp \left(- Q_c / RT \right)$$

此处 $n=3$, $Q_c=87\text{KJ/mol}$

2. 铸态合金的二期端变率比相同组分的热处理合金的端变率低。

3. Cu 降低 $\dot{\epsilon}_s$ 恰好与铸态合金的 Cu 总量和热处理合金中的含 Cu 基体成正比。

参 考 文 献 (省 略)

译目 "Z. Metallkunde", 1983, 74, 2, 76 - 82

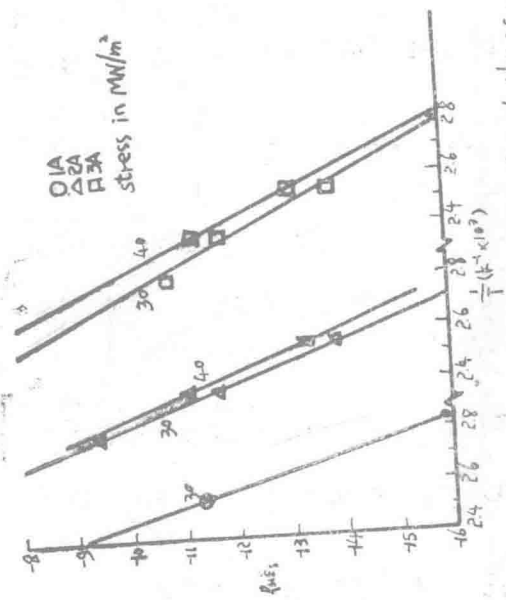


Fig. 10. Variation of secondary creep rates of the as-cast alloys with the reciprocal of the creep temperatures

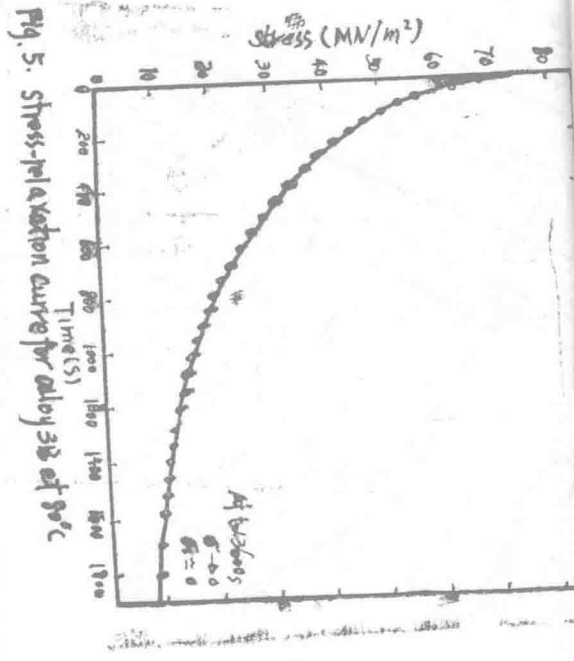


Fig. 5. Stress-relaxation curve for alloy 3B at 30°C

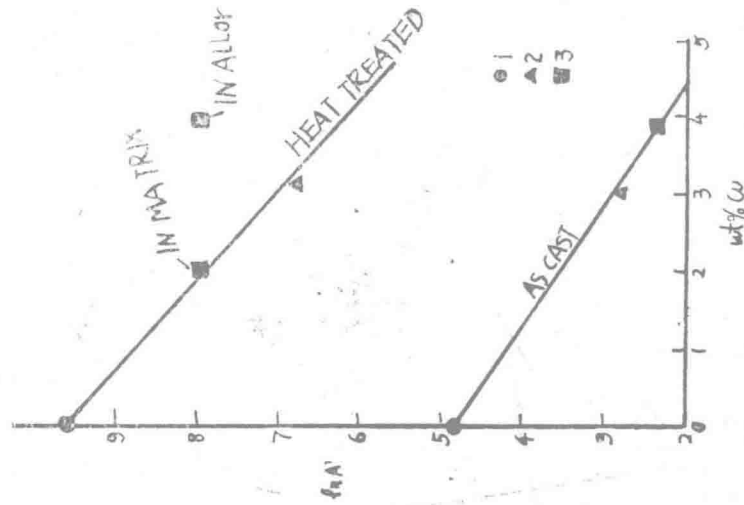


Fig. 14. Variation of the constant A' for each material with the copper content of the alloy. The matrix copper content of alloy 3B is also shown

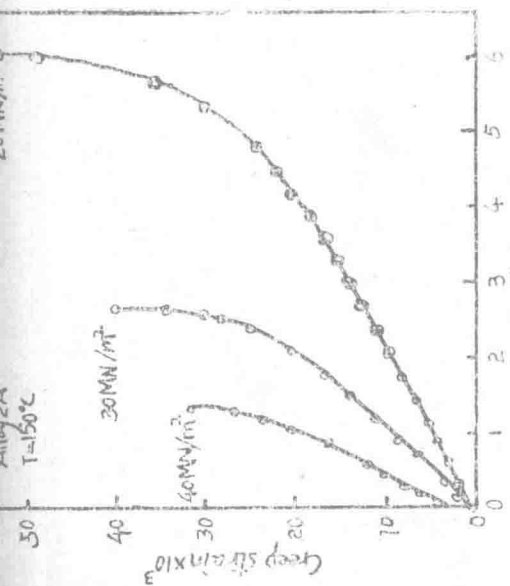


Fig 6 Creep strain versus time curves for alloy 2B at 150°C and applied stresses of 20, 30 and 40 MN/m².

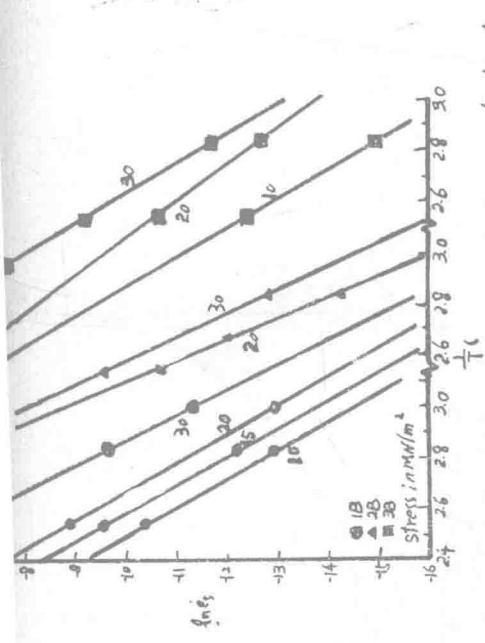


Fig 11. Variation of secondary creep rates of the heat-treated alloys with the reciprocal of the creep temperatures.

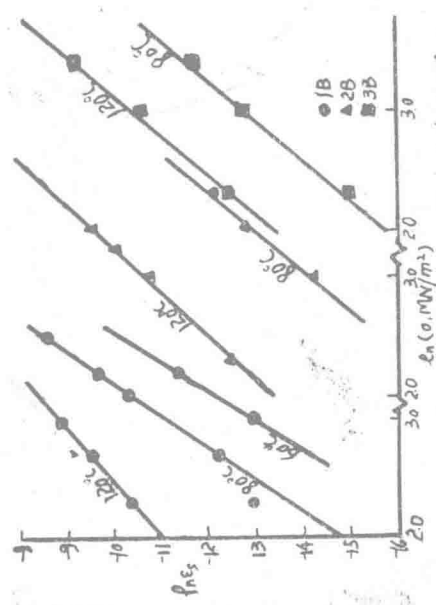


Fig 9 Variation of secondary creep rates of the heat-treated alloys with the applied stress at different temperatures

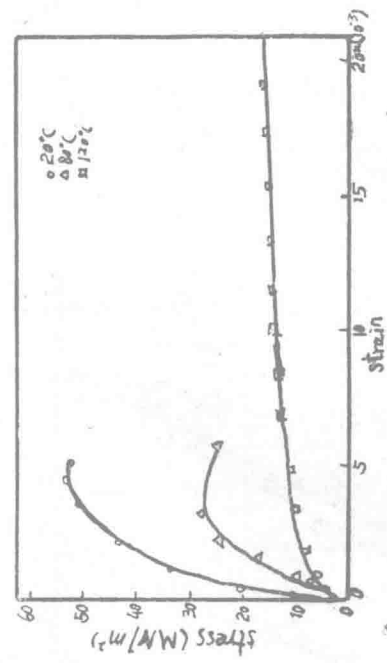
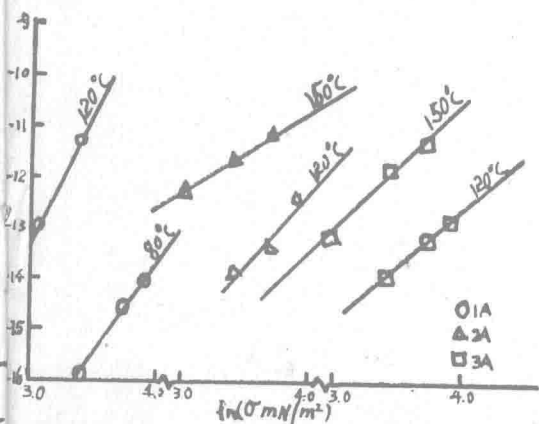
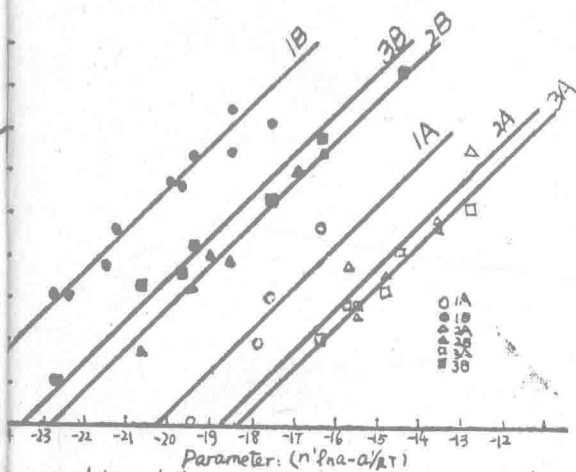


Fig 4. Stress-strain curves for alloy 2B at 20, 80 and 120°C



Variation of secondary creep rates of the as-cast alloys the applied stress at different temperatures.



Correlation of the creep data using average values of the constants n and a_c in the Mukherjee Parameter

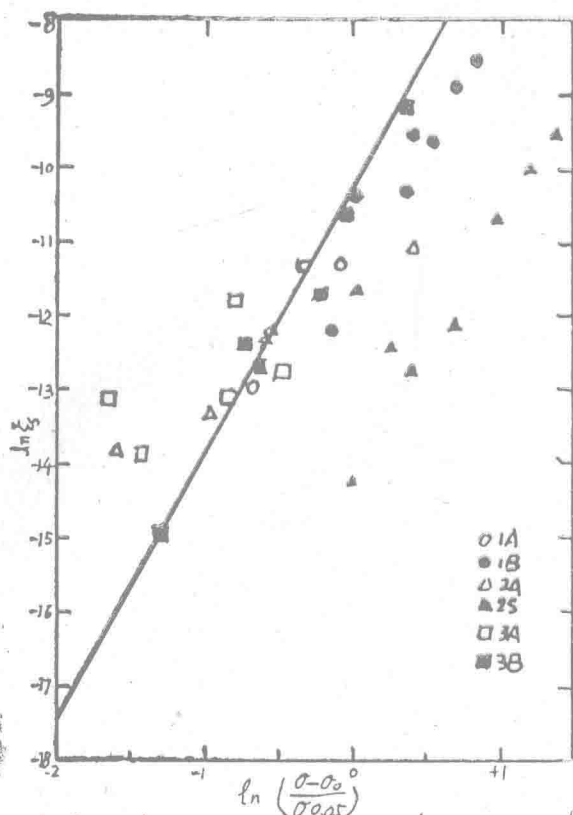
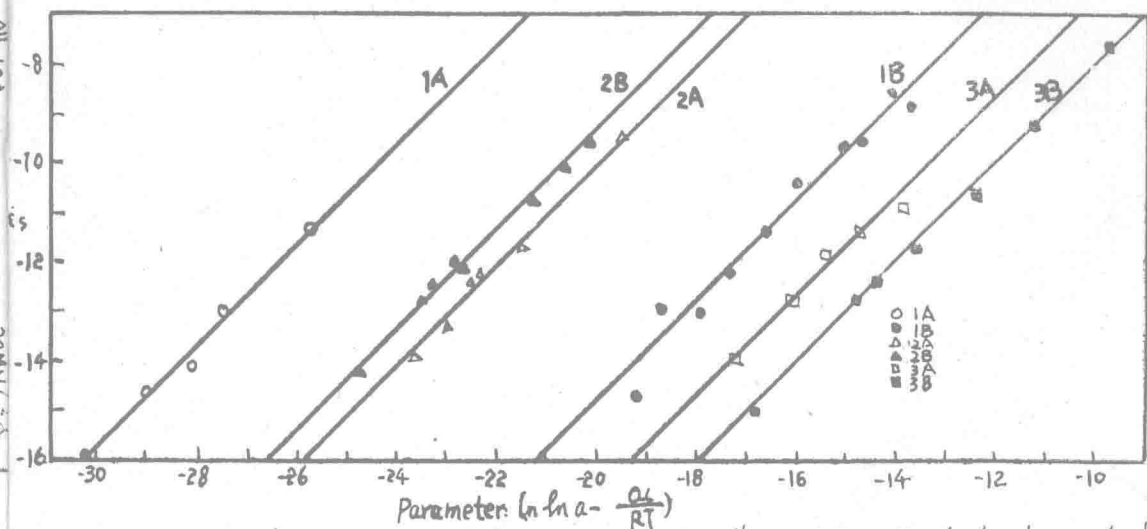


Fig. 7. Secondary creep rate versus the universal parameter $\ln \left(\frac{\sigma - \sigma_0}{\sigma_0 - \sigma_a} \right)$ for the alloys tested.



2. Secondary creep rate versus the mukherjee creep parameter using individual values of the constants n and a_c .

