

Al - Cu 合金の粘性限界温度の決定

森 永 卓 一

On the Determination of the Critical Temperature
Appearing in the Viscosity Measurement of Al-Cu Alloys.

Takuiti MORINAGA

In this experiment, a cylindrical specimen is heated in an electric-furnace and a simple twisting machine having a loading disc is fixed on one end of the specimen and the angle of twist is observed during heating.

The specimens are machined from casting alloys into the dimension, 4 mm in diameter and 20 mm in gauge length.

The following equation is applied for this experiment,

$$K = \eta F \frac{du}{dz},$$

where K is the moment corresponding with the internal friction, η the coefficient of the viscosity, F the sectional area and $\frac{du}{dz}$ the gradient of the velocity in a direction of axis of a specimen.

Let $\frac{du}{dz} = a$, then we have

$$a = \frac{du}{dz} = \frac{1}{l} \int w a da = \frac{w a^2}{l},$$

where w is the angle of twist, a the diameter and l the length of the specimen. Now we may calculate a from the results of observation, w , a and l .

The results are summarized as follows:—

1. The critical temperature of the viscosity of the alloys increases with the copper content.
2. a is measured at various temperatures; its value changes within 0 to 150×10^{-4} Rd/min.
3. In the alloys which contain more than 8.170% copper (Except eutectic alloy), an abnormal jump of a is appeared due to the normalizing of structures or the release of the anchoring force of CuAl_2 .
4. The said jump does not appear in the eutectic alloy, because in this case the workability is large. For this phenomenon, the author has already been read on the meeting of N. K. G. (1944).

I 緒 言

一般に鑄物が鑄造されると粘性状態から冷却されるために、その形状、各部分の寸法の相違及び合金の種類等の影響をうける。これ等の影響のために、冷却速度及び収縮量は一定でなくなる。然しながら粘性状態に保たれている間は、何等応力は発生しないが、粘性限界温度以下、即ち弾性状

態にはいると収縮量の異なるために、急速に冷却された部分に圧縮応力を、ゆるやかに冷却された部分には引張応力が残つて、これが鑄造応力である。この鑄造応力は必ずしも単一の因子のみに支配されなくて、少くとも次に列挙したような諸因子が複合して、その発生原因になることは良く知られている。

1. 膨脹及び収縮率の大小
2. 冷却開始温度の高低
3. 粘性限界温度の位置
4. 全体の冷却速度の遅速
5. 断面積の差
6. 急冷、徐冷による組織の不均一

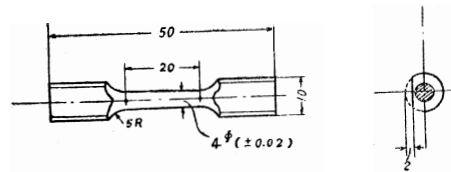
ここで従来あまり行われていない(3)の項について再検討を試み、それ等の結果を簡単にとりまとめて報告したい。

II 試料及び実験装置

試料の組成は第1表に示す通りで金型鑄造のままである。試験片の形状は第1図のようで、掴みでのびりを可及的に防ぐために、径の半面が切削してある。

第1表 試料の分析結果

No.	Cu %	No.	Cu %
1	0	7	16.28
2	2.01	8	20.12
3	4.17	9	24.41
4	6.30	10	28.20
5	8.17	11	32.43
6	13.17		



第1図 試料の形状と寸法

実験装置は水平型の簡単な振り試験機を利用し、試料は電気炉で加熱され、その速度は $2^{\circ}/min$ を標準にとつた。振り偶力は振りを与える円板の対称の位置二ヶ所から各々 100g の荷重を加え、その値は $3kg-cm$ であつた。本装置では次式が成立し

$$K = \eta F \frac{du}{dz}$$

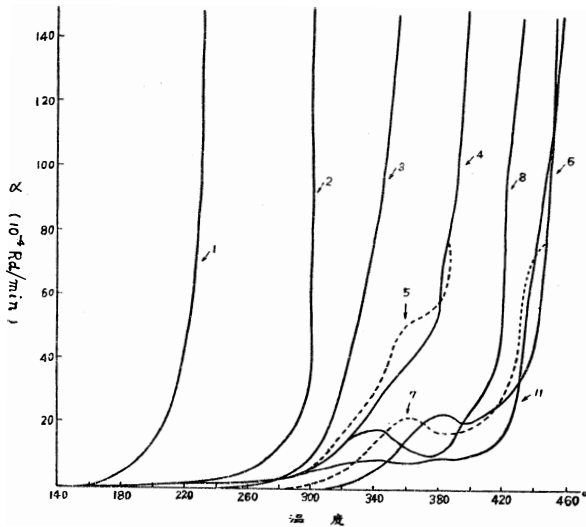
となる。但し K : 内部摩擦力と釣合う偶力の大きさ、 η : 粘性係数、 F : 断面積、 $\frac{du}{dz}$: 軸方向の速度勾配ここで $\frac{du}{dz}$ を α とすると、

$$\alpha = \frac{1}{l} \int w \alpha da = \frac{w \alpha^2}{l}$$

となつて、 w 、 α 及び l は実測され、 w は各温度で変化するから、各温度での α が求められる。但し w : 振り角度、 α : 試料の直径、 l : 試料の長さ。

III 実験結果

第2図は α と各温度とを対応したもので、No. 1 は Al (Fe 0.23%, Si 0.36%, 残り Al) で、低温度から α が急激に増加し、 α は温度よりも時間の函数になつて恰もクリープ現象を呈する。Cr

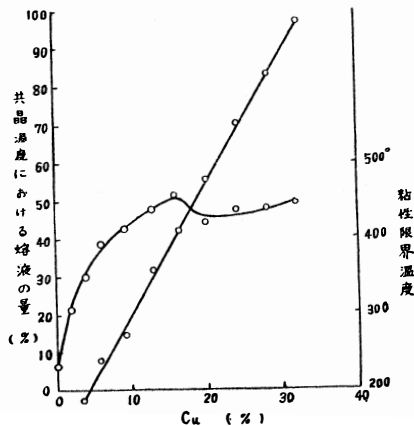
第2図 α と温度との関係

傾斜が非常にゆるやかな点である。超共晶合金の No. 12 になると前述の一段のジャンプが再現して来る。とも角くも合金の組成によつて同一傾向の曲線が得られないことは事実で、次の項で説明を加えたい。

III 考 察

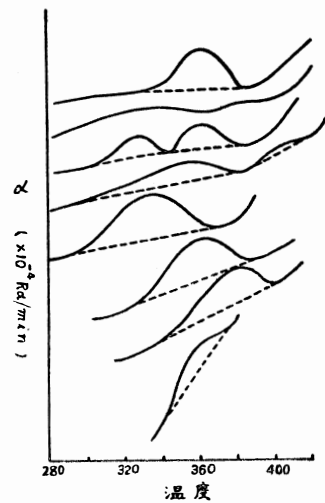
状態図との関係を見捨てることは出来ない。共晶量が多量であるときは、液相と固相の間では、比較的少量の溶液と少量の初晶が含まれている。かような状態では液相は結晶間への移動が可能で、結晶間に収縮による分離が起つても、その間を液相が充満するから亀裂は起らないわけで、従つて凝固後の組織は非常に安定になる。実際にも共晶組織のもの、鑄造の容易なことからも、肯定出来る。

第4図 Cu 量に対する共晶量と粘性限界温度との関係



の添加量が増すと α の急激に増す点が高い温度にうつつて、この傾向は Cu の添加量に比例して No. 4 まで略々同一傾向の曲線が得られる。然しながら No. 5 になると、今までの曲線の傾向とは相違して、変化過程に α がジャンプする点が認められる。即ちジャンプする点についての温度範囲を拡大して見ると第3図に示すようになつて、No. 5 ~ 8 までは順次にジャンプ量が増し、且つ温度範囲も拡大して来る。No. 9 及び 10 では、二つのジャンプが現われ、さらに共晶組成に近い No. 11 に及ぶと再び No. 4 以下の合金に相似となつて来るが、多少相違する点は温度軸に対する

第3図 ジャンプ部分の拡大



Al-Cu 系合金の不
平衡状態図を考え、共晶温度での固溶体限を Cu4% とし
て第1表に示した試料について共晶量を求めると、第4
図に示すようになる。

直線的に増加し、何等疑問の余地はない。同図で示した粘性限界温度は得た α 対温度曲線に切線を引いて、これが温度軸を切る点を粘性限界温度とした。Cu 量が増加すると、この温度は上昇して最大値に達した後に共晶点にむかつて減少する結果になる。而してこの粘性限界温度は加工性、特に熱間加工性と密接な関係があることが判る。固溶体に近い組成のものでは有効加工温度の範囲が広いが、共晶組成に近いものでは、有効加工温度が非

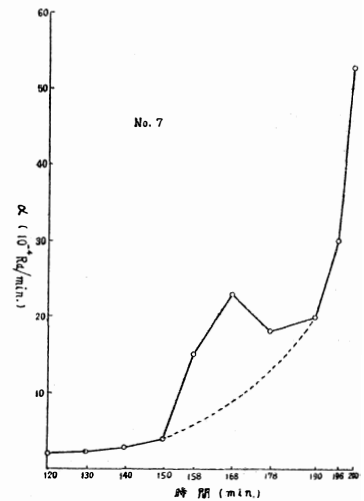
常に限定されて来る。以上の事実は実際の作業と実に良く一致し、熱間加工の難易が判定されるわけである。もう一步考え方を進めると、完全焼鈍材について粘性を求める場合には、振り加工による硬化と加熱による軟化との平衡関係を無視することは出来ない。著者の実験の場合にも前述のことも考えられるが、さらに組織の不均一と晶出している CuAl_2 の量の問題が加味され、益々複雑なものになるだろう。次の仮定をおいて説明しなければ到底説明はむづかしいと思われる。焼鈍材で考えられる硬化と軟化との関係は、鑄造材では他の因子に較べて比較的小さいとしたい。そうすると組織の不均一は温度及び加熱時間に比例して消失し、殊に温度の効果が大きいことは周知の通りである。存在する CuAl_2 は振りに対して抵抗になることは確かだが、一旦加工され易い配列をとると予想以上に加工性は増大する。但し軟い地に CuAl_2 が散在している場合であつて、 CuAl_2 のみの場合は問題にはならない。例えば No.7 について、 α 対時間の曲線をとると第5図に示すようになる。即ち一種のクリープ曲線と考えられたが、温度は一定でないが、大体の傾向を知るには差支えない。

即ち軸方向の速度勾配の或温度範囲での変化は益々明かにされ、不規則的な配列をとつた CuAl_2 による Anchoring Force が振り角速度に相当影響を与えていることが判る。ところが No. 4 以下の合金及び No. 11 (共晶組成に近い合金) で、この Anchoring Force が認められないのは次のような理由によるものと考えられる。前者では CuAl_2 の量が Anchoring Force になるほど多くないことで、後者では Anchoring Force は大きいのであるが、共晶合金特有の加工性⁽¹⁾が大きいために、前述の逆効果を征服するものと解釈されよう。

以上の結果から実際問題の場合を考えるに、製品を粘性限界以上に加熱して一応粘性変形 (内力/ η) を起さしめ、次に徐冷して不均一な冷却を防ぐ必要がある。或る部分では圧縮圧力をうけ、或部分では引張応力をうけるような不整形な製品では、その温度の上昇は不同であるから、加熱直後では弾性変形が増加し、限界温度以上で略々同一のものになるだろう。瞬間的に材料の弾性限を超えると、そこに永久変形が発生し、且つそれが限界を超えると破壊を生ずる。従つて急激に加熱して各部分の温度差を大きくして弾性的変形を増加せしめてはならない。換言すると複雑な形状のものは、室温より徐々に加熱して、可及的に弾性変形を抑制する必要がある。

(1) 著者、日本金属学会誌、8 (昭19)、531.

第5図 α と時間との関係



V 総 轄

簡単な振り試験機を利用して粘性限界温度を求めた。先ず α 対温度曲線で Cu 量が或限界以上に達するとジャムが認められる。このジャムは主として CuAl_2 の Anchoring Force によるものと解釈した。

然しながら共晶組成の合金は特に Anchoring Force が大きいように考えられるが、実際にはそうでない結果が得られた。

著者の別個の実験によると、加工軟化に富む合金に属し、この性質の方が Anchoring Force に打勝つものと考えられる。粘性限界温度は Cu 量に比例して増加するが、Cu 量の限界濃度で略々一定となつて、この傾向は共晶点まで続く。即ち Cu 量の少ない間は、前述の温度は低いから、実際問題において種々の欠陥の発生率が少ないことが実験的に証明されたわけである。本実験を遂行するにあつて、有益な御教示を与えられた畏友小林虎男氏に感謝の意を表す。