多元系輕合金の鍛造性について*

森 永 卓 一** 池 野 尚 志

Takuichi Morinaga, Shôshi Ikeno: Studies on the Forgibility of Complex Light Alloys. The studies were made to obtain a general information regarding the forgibility of complex light alloys (See Table 1). The relation between the forging temperature, speed and composition was examined by means of the Universal Testing Machine. The best condition was found for the forging temperature to be from 350° to 450° and the velocity from 5 to 100 mm/min. The results obtained may be summerised as follows:

(1) The forgibility of the alloys was examined under two different conditions, viz., chill cast and forged-annealed and found that the latter is superior to the former in forgibility. (2) The resistance to deformation and yielding point are remarkably affected by the forging temperature and speed. The best condition is recorded when the former is from 350° up to 450° and the latter is in the range of 5~10 mm/min. (3) Even under the best condition, the coarse crystalline will appear in structures and it can not be avoided without addition of Mn and Cr. The addition of a small amount of Mn and Cr not only eliminate the said deletrious defects but also contribute to improve the season cracking of the alloys.

(Received July 27, 1949)

I. 緒 言

鍛造性の定義は複雑で確定していない。然しながら鍛造性を比較するには使用材質の變化を目標としなければならぬ。これには種々の方法もあるだらうが、先ず簡単な變形抵抗を測定して見た。而して變形抵抗も變形速度によつて著しく變化するからこの點も充分注意を要するところである。一方鍛造方法によつても鍛造性が變化することも考えられる。従つて鍛造性を云々するためには何を目標として比較するか、鍛造方法はどの方式を選ぶかを豫め決定しなければならぬ。先ずこれ等の諸點に留意し使用材料は最も特色のある Cu 2%, Mg 1.5%, Zn 8%, 残り Al の組成のものを選んだ。この材料について鑄造材と加工後焼鈍材との鍛造性の相違、かかる鍛造材の熱處理後の再結晶との關係を調べ、次に時期割れ防止劑として添加される Mn 及び Cr 等の鍛造性との關係を求め、以上の諸結果を報告した。

い。

II. 試験片の調製及び實驗方法

試験片の形状は直徑 18~20mm、高さ 20~25mm の圓鑄狀のもので鑄造材の試料では直徑 25mm の丸棒狀の素

Table 1

No. of Specimens	Cu%	Mg%	Zn%	Mn%	Cr%
1	—	1.5	8.0	—	—
2	2.0	"	"	—	—
3	"	"	"	0.3	—
4	"	"	"	0.5	—
5	"	"	"	0.8	—
6	"	"	"	1.2	—
7	"	"	"	—	0.1
8	"	"	"	—	0.3
9	"	"	"	—	0.6
10	"	"	"	—	1.0
11	"	"	"	0.5	0.2
12	"	"	"	0.5	0.6
13	"	"	"	0.5	1.0

材の表面を削り出し、直徑 20mm 高さ 25mm の試験片とし他の一部は加熱間工を興えて直徑 20mm の丸棒に仕上

** 富山大學工學部

* 昭和 24 年 11 月本會名古屋大會に發表

これから直径 18mm, 高さ 20mm の試験片に仕上げた。このものを 350° で 6hr 焼鈍後試料とする。本実験に使用した試験片の組成は Table 1 に示す如くで、それ等の二、三のものについて分析を行つたが配合組成と良く一致するのでその他のものについては行はなかつた。鍛造機としては静的に働くことを目標としたので、速度可變のアムスラー型試験機を使用しその速度を 5~100mm/min の速度範囲に變化して實驗を行つた。

III. 實驗結果

(1) 鑄造材 鍛造速度を 5mm/min 一定とし或いはその速度を變化し各温度に 1/2hr 保持してそれぞれの温度で鍛造した場合の鍛造壓力對高さの減少との關係は Fig. 1 に示す如くである。なお Fig. 1 の結果は Table 1 の No. 11

Fig. 1 Relation between the Forging Velocity and the Deformation of Specimen.

Fig. 2 Relation between the Forging Temp. and the Forgibility.

の組成のもので特に明記しない限り何れも No. 11 の結果を示すことにする。この曲線から判るように鍛造温度が高くなると降伏點は定石通り低下し鍛造性は良好になつて来る。

これ等の諸曲線から變形抵抗及び變形量を概算し、これを鍛造温度と關係せしめると Fig. 2 に示す如くなる。

變形抵抗と降伏點は略々同様に變化し、250° 迄は徐々に低下し、300° を越えると極めて著しく低下して来る。

Fig. 3 Relation between Forging Velocity and the Forgibility.

350° 以上の温度に及ぶと再び緩慢に減少する傾向がある。この鍛造性の難易を示す變形抵抗及び降伏點の變化を伴つて變形量も鍛造温度の上昇に比例して増大するも、350° 迄は急激に増大し、それ以上の温度になると比較的緩慢となる傾向がある。鍛造速度と變形量、變形抵抗及び降伏點との關係を示すと Fig. 3 の如くなる、變形量は鍛造速度 20mm/min の附近で極大値に達し、これ以上の鍛造速度に達すると變形

量を減少して来る。變形抵抗は變形量とは全く逆の關係にあつて鍛造速度 20mm/min 迄は變形抵抗は急激に減少しこの極小點を越えると再び増大して来ることになり、降伏點の變化も略々同様な傾向を示すが極小點に至る迄の降伏點の減少は著しく緩慢であつて鍛造速度 30 mm/min より急激に増大している。これ等の諸性質は相關連していることは勿論であるが本合金に対する鍛造速度の或る限界を示すことになる。而して鍛造温度の安全限界は Fig. 2 に示した 350~430° の範圍にあり、Fig. 3 に示した結果もこの温度範圍内において求めたものである。

(2) 加工後焼鈍した材料 鑄造材の結果から鍛造速度を 20mm/min の一定とし各温度に 1/2hr 保持してそれぞれの温度で鍛造した場合の鍛造壓力對高さの減少との關係を示すと Fig. 4 に示す如くなる。Fig. 1 の曲線の傾向

Fig. 4 Relation between the Forging Velocity and the Deformation of Specimens.

とは非常に趣を異にし明らかに被鍛造材の前歴に支配されることが判る。降伏點を過ぎた部分の曲線が低温度から高さの減少を伴い鍛造温度の上昇する程この傾向は顯著であ

り、定性的ながら鍛造性が良好になつたと云えよう。Fig. 5 と同様な関係を求めると Fig. 5 に示す如くになり、變

Fig. 5 Relation between the Forging Temperature and the Forgibility.

形抵抗は 200° 附近より、降伏點は 150° で一段低下し、さらに 300° 附近から急激に減少し、變形量は 300° 迄急激に、300° 以上では稍々緩慢な上昇を示しており、その安全變形量は鑄造材と同様に 400 附近で極大點を示している。鍛造速度は前述の如く鑄造材の場合とは一致しないが變形抵抗及び降伏點は鑄造材に較べて著しく低く、これに反し變形量は増大するから Fig. 4 の定性的結果と良く一致して来る。即ち鑄造材に比して鍛造能力が増大していることを裏書するわけである。加工焼鈍材と鑄造材との鍛造性の良否は鍛造速度對高さの關係に明かに認められるが、鑄造材で鍛造速度が或る限度以上に及ぶときに明かになりその例は Fig. 1 の曲線 7-8 に示す如きものである。假りに軟鋼の降伏點附近に認められる距場と同一名稱を使用すればこの距場の振巾は鍛造速度に比例して増大し加工後焼鈍したものには現われない。材質的に云えば鍛造温度迄に有心組織の擴散は連續的に進みかつ鍛造温度が固溶限に近づけば析出物の溶體化も同時に進行するが溶體化速度は必ずしも同一ではない。一方かような不均一な組織の材質に鍛造壓力が加えられると各部分は同一な變形を起さなければならないからその壓力は各々の組織で分擔することになる。ところが加工され難い化合物が存在するとそこに自ら部分的に鍛造温度に限度が存在して来る。従つてある鍛造速度以下であれば比較的容易に加工されるが、この限度以上に達すると鍛造が困難となり割れが発生し所謂距場に似た不連續曲線が現われるものとする。これに反し加工焼鈍材においては鍛造速度が早くなつても距場は現われない。これは材質の均一化が行われたことと加工し難い化合物が前所理によつて微細化且つ分散状態にあり鍛造が容易に行

われるためであつて組織からもこの區別は明かである。

(5) 鍛造性と Mn 及び Cr との關係 試料を 420° で 1hr 加熱後その温度で 20mm/min の速度で鍛造し、變形抵抗、降伏點及び變形量を求めた。その結果は Fig. 6 に示す如くである。先ず Mn の影響を見るに、Mn の添加量の

Fig. 6 Effect of Mn and Cr on the Forgibility.

増加と共に變形抵抗は増大し、降伏點も 0.8% 附近より急に増加するが、變形量は逆に減少し、0.2% 程度の添加が已に相當に影響し 0.5% 迄あまり變化なく、それ以上に及ぶと急に減少して来る。この Mn の作用に比較すると Cr の作用は著しくなく變形抵抗は Cr 量が増加するに従つて僅かながら増加する傾向があり、又變形抵抗の變化に比較すると降伏點の増加は大きいが Mn の影響に較べると微弱である。變形量も Cr の添加量に比例して多少減少し 0.1 ~ 0.6% の範圍では殆んど變化せずそれ以上になると Cr の影響が現われて来る。次に Mn 0.5% 一定として Cr 量を變化して見ると Cr を單獨に添加した場合に比して全體的に變形抵抗及び降伏點は増加して變形量は減少するが、Cr 添加量と諸性質の變化に及ぼす影響は Mn を添加しない場合の結果と大差ない。又 Cr 0.2% 一定として Mn 量を増加せしめると、Mn を單獨に添加して増量せしめた場合に比して變形抵抗及び降伏點の増加並に變形量の減少が寧ろ緩慢となる傾向を示し、Mn と Cr を同時に添加しても各々を單獨に添加した場合に比して鍛造性に著しい影響を與えないと云える。組織の變化を見るに No. 1 においては、加工時再結晶は殆んど完了しているようで、これに Cu を添加した No. 2 は再結晶はし難くなるが鍛造方向に直角に伸びたような偏平結晶となり已に不完全ながら再結晶を起している。これに Cr を添加し、Cr の添加量が増加するに従つて再結晶は起り難く且つ Mn を 0.5 及び 0.8% 程度添加すると更に顯著な防止作用が認められ、加工時再結晶は殆んど起り難い結果を得た。Cr 量が増大した場合に現われる例の Al-Cr 系の化合物は鍛造によつて變形しない

でそのまま残存し、本系合金における他の化合物とは著しく相違する。

(6) 熱処理後の再結晶 一般に A1 或は D2 は加工温度以下の加熱では再結晶を起さず加工温度以上の温度で加熱する場合に再結晶する。

各温度で鍛造加工したものを溶体化処理温度 450° で 1 hr 加熱して急冷したものについて 検鏡すると本系合金においても加工時再結晶とその後の熱処理による再結晶現象との関係が D2 の場合と全く同様である。溶体化熱処理温度以下で鍛造したものでは粗大化す傾向があり、その大きさは鍛造温度が溶体化熱処理温度に近づくほど粗大化する。検鏡によると 200° 以下の鍛造温度では再結晶組織が鍛造方向と全く無関係である。 300° (加工時再結晶開始温度) 以上で鍛造すると結晶粒界は不規則となり、鍛造方向に直角に伸びた層状組織になる。溶体化熱処理以上の温度で鍛造すると組織は殆んど變化しない。又温度を 420° 一定として鍛造加工した場合には Mn 及び Cr を含まぬ (1) 及び (2) では繊維状組織を示さず正規の再結晶組織 (鍛造温度が溶体化処理温度に近いために著しく粗大化している) を示し、Mn 及び Cr を添加するとマクロ組織はそれぞれ 0.5 及び 0.3% 程度の添加で已に相當の効果が認められる。

IV. 總 括

以上の結果を總括すると次の如くなる。

(1) 鑄造材を高温度鍛造する場合には變形抵抗及び降伏強さは $300\sim 350^{\circ}$ の範圍で急激に減少し、鍛造性は 350° 以上で著しく向上する。又安全變形をなす場合の鍛造温度は $350\sim 450^{\circ}$ の範圍にある。

(2) 加工焼鈍材の場合も鑄造材の場合と同様であるが、變形抵抗その他の性質の急變點が低温度に移行し、かつ變形抵抗及び降伏強さは減少し、逆に變形量は増大するが安全變形をなす温度範圍は (1) の場合と全く同様である。

(3) Mn 及び Cr を添加すると、その添加量に比例して變形抵抗等は増大するが、Mn に比較すると Cr の影響は非常に少く、兩者共存する場合においても兩者各々單獨の場合の影響が現はれるものと考えて差支えない。

(4) 鍛造速度には或る臨界速度があつて、殊に鍛造速度の影響が鑄造材に明瞭に現はれ、鍛造壓力對高さの減少を示す曲線に開場が認められ、この現象は割れの發生及び進行に伴うものと考えられる。

(5) 鍛造後熱処理すると加工時再結晶しないものは鍛造方向に無關係に再結晶するが、加工時再結晶しているものでは、加工時繊維状組織が消失しないでそのまま残り結晶の生成が層状に起るし、鍛造温度が溶体化熱処理温度に近い程粗大な結晶となるが、溶体化熱処理温度以上で加工したもので組織は變化しない。該熱処理における Mn 及び Cr の影響は顯著で何れも再結晶組織において繊維状組織を著しく安定ならしめ、かつ結晶粒の生成を妨げる効果がある。