研究論文

溶湯鍛造法による AC4CH 合金のミクロ組織と機械的性質*

安達 充**・和久 芳春**・岩井 英樹**
西 正**・吉田 淳***

Microstructures and mechanical properties of squeeze cast AC4CH alloy*

Mitsuru ADACHI**, Yoshiharu WAKU**, Hideki IWAI**
Tadashi NISHI** and Atsushi YOSHIDA***

Effect of heat treating condition and chemical composition on mechanical properties and microstructures were studied on squeeze cast AC4CH alloy. Both squeeze cast AC4CH alloys modified and not modified have high elongation and tensile strength because of rapid spheroidization of fine eutectic Si crystal during solution heat treatment, small dendrite arm spacing and high density. Influence of Fe content on reduction of elongation is very small between 0.1%Fe and 0.3%Fe. Because Al-Si-Mg-Fe compounds are spheroidized during solution treatment.

Keywords: AC4CH alloy, squeeze cast, mechanical property, heat treating condition, microstructure

(Received January 5, 1989)

1. 緒 言

近年アルミニウム合金鋳物の高品質化，薄肉化の要求に伴い，溶湯鍛造法が注目され，自動車部品，家電部品等へと適用範囲が広がってきた。それに対応して同法の利点や問題点に関して数多くの基礎的な研究^{1)~11)}が行われている。たとえば Al-Si 系合金の肉厚感受性や AC4C 合金の共晶 Si の形状と機械的性質について，重力鋳造法と比較して調べた藤井らの報告^{12),13)}や加圧圧縮方向と凝固方向の関係から偏析挙動を調べた鈴木らの報告¹⁴⁾がある。しかしながら鋳造性の良さから最も使用量の多い Al-Si 系合金，特に Mg を含む AC4CH 合金の機械的性質に関して，熱処理条件とミクロ組織の両面から詳しく検討した報告はほとんどない¹⁵⁾。

本研究においては溶湯鍛造法を用いて鋳造した AC4CH 合金の機械的性質とミクロ組織を重力鋳造法と比較して検討した。

2. 実験方法

99.85%Al, Al-30%Si, Al-5%Mg, Al-5%Fe 中間合金

Table 1 Chemical composition of specimens (mass%)

No.	Si	Fe	Mg	Ti	Na	P
1	6.4	0.11	0.36	0.002	0.0003	0.0002
2	7.2	0.11	0.36	0.002	0.0003	0.0002
3	8.2	0.11	0.35	0.002	0.0003	0.0002
4	6.9	0.11	0.19	0.002	0.0003	0.0002
5	6.9	0.11	0.30	0.002	0.0003	0.0002
6	6.9	0.11	0.44	0.002	0.0003	0.0002
7	6.9	0.11	0.35	0.002	0.0003	0.0002
8	7.0	0.20	0.35	0.002	0.0003	0.0002
9	7.0	0.30	0.34	0.002	0.0003	0.0002
10	6.9	0.45	0.35	0.002	0.0003	0.0002
11	7.1	0.13	0.36	0.007	0.0003	0.0007

を用いて溶製した Si, Mg, Fe 量の異なる P を 2 ppm 含む AC4CH 合金，AC4CH 相当合金および P を 7 ppm を含む市販の AC4CH 合金の化学成分を Table 1 に示す。なお Na および P はいずれも不純物として合金の中に含まれているものであり，それぞれの主たる混入源は前者は Al，後者は Si である。

* 軽金属学会第75回秋期大会（昭和63年11月）で一部発表。

** 宇部興産(株)（宇部市）。Ube Industries Ltd. (Ube-shi, Yamaguchi)。

*** 宇部興産(株)（宇部市）〔現在：(株)ユーモールド（宇部市）〕。Ube Industries Ltd. (Ube-shi, Yamaguchi) [Present: U-Mold Ltd. (Ube-shi, Yamaguchi)]。

Fig. 1 Schematic drawing of casting (mm).

Fig. 2 Configuration of tensile specimens (mm).

脱ガス処理は C_2Cl_6 が主成分のフラックスにて行い、鎮静処理後250 t 堅型スクイズキャストマシンを用いて Fig. 1 に示す鋳物を鋳造した。溶湯温度は740°C、加圧力は1000 kgf/cm²、射出速度は50 mm/s とした。溶湯鍛造材の比較試料を得るために同じ溶湯を740°Cで常温のJIS 舟金型に鋳造した。引張試験片は Fig. 2 に示す ASTM E8 とし、Fig. 1 の図中に示す位置および引張試験片の中心がJIS 舟金型の底部から8 mm, 18 mm になるように採取した。衝撃試験片はJIS 4号試験片とし、引張試験片と同一の位置より採取した。熱処理は空気循環式加熱炉を用いて溶体化処理、焼もどし処理を行った。Pの分析は化学分析法を用いて行い、その他の元素は発光分光分析を用いて行った。

3. 実験結果および考察

3.1 ミクロ組織

Fig. 3 に Al-7.2%Si-0.36%Mg-0.0003%Na-0.0002%P 合金 (No. 2) の溶湯鍛造材、重力鋳造材のミクロ組織に及ぼす溶体化処理時間の影響を示す。また Fig. 4 に Al-7.1%Si-0.36%Mg-0.0003%Na-0.0007%P 合金 (No. 11) の溶湯鍛造材のミクロ組織に及ぼす溶体化処理時間の影響を示す。溶体化処理温度は合金 No. 2, No. 11 いずれも530°Cである。合金 No. 2 の重力鋳造材では、初晶 α の二次枝間隔は約25 μ m で、共晶 Si は鋳造のままでは針状の非改良組織を示す。溶体化処理時間10 min では針状 Si の分離と球状化が始まっているが、熱処理前の Si の形態も依然残っている。溶体化処理時間が180 min, 360 min では共晶 Si の球状化および凝集粗大化が進行するが、依然として大きな棒状の Si が認められる。

これらは従来報告されている結果とおおむね同じであ

Fig. 3 Micrographs showing effect of solution heat treatment time on morphology of eutectic Si crystal in Al-7.2%Si-0.36%Mg-0.0003%Na-0.0002%P alloy. (a) (b) (c) (d) gravity cast, (e) (f) (g) (h) squeeze cast. Solution heat treatment; (a) (e) as cast, (b) (f) 530°C $\times$ 10 min., (c) (g) 530°C $\times$ 180 min., (d) (h) 530°C $\times$ 360 min.

Fig. 4 Micrographs showing effect of solution heat treatment time on morphology of eutectic Si crystal in squeeze cast Al-7.1%Si-0.36%Mg-0.0003%Na-0.0007%P alloy. Solution heat treatment; (a) as cast, (b) 530°C $\times$ 10 min., (c) 530°C $\times$ 180 min., (d) 530°C $\times$ 360 min.

る^{[6]~[8]}。共晶部には淡灰色の針状の Al-Fe-Si 化合物が認められるが、溶体化処理を行ってもその形状はほとんど変化しない。

一方、合金 No. 2 の溶湯鍛造材では初晶 α の二次枝

Fig. 5 Micrographs showing effect of solution heat treatments on intermetallic compounds in Al-7.2%Si-0.36%Mg-0.0003%Na-0.0002%P alloy. (a) as cast, (b) 530°C × 180 min.

間隔は約15 μm で、共晶 Si は铸造のままでは微細な繊維状の組織を示し、改良組織を呈している。また合金 No. 11 の共晶 Si は、铸造のままでは微細ながらも明瞭な針状の非改良組織を呈している。このように合金 No. 2 の溶湯鍛造材で得られた組織が重力铸造材で得られた組織と著しく異なるのは、①初晶 α の二次枝間隔の大きさからわかるように、冷却速度が速いことから改良に必要な Na の下限値が下がったこと、しかも② Fig. 4 に示した合金 No. 11 と異なり共晶 Si の改良妨害元素である P が 2 ppm と少ないことに起因するものと考えられる^{19),20)}。改良組織を示した合金 No. 2 の溶湯

鍛造材ではわずか10 min で球状化が完了し、180 min, 360 min と溶体化時間が長くなるに伴い微細な球状 Si を残しながらも凝集粗大化した Si が増加する*1。また非改良組織を示した合金 No. 11 の溶湯鍛造材においても、合金 No. 2 と同様に Si の球状化は速い。すなわち10 min では棒状の Si が多数認められるが、溶体化処理時間180 min, 360 min では一部に棒状の Si があるが、大部分は球状化している。ただし合金 No. 2 と異なり、凝集粗大化している Si が少ない。

溶湯鍛造材の共晶部に認められる淡灰色の針状の化合物は、Fig. 5 に示すように溶体化処理後、多くは凝集して球状化している。XMA による面分析の結果、形状変化しない針状の化合物は従来から延性低下の原因になる化合物として知られている Al-Fe-Si 化合物^{21)~23)}、凝集粗大化した化合物は Fig. 6 に示すように Mg を含む Al-Fe-Si-Mg 化合物であると考えられる。溶湯鍛造材においてこのように Mg を含む鉄化合物が形成されるのは、冷却速度が速いために固相線が低溶質原子側へ移動し、その結果共晶部の溶質原子の濃度が高くなること²⁴⁾および加圧力によって初晶 α のデンドライト間隙に溶質原

*1 この傾向は溶体化処理温度が500°Cにおいても同様に認められ、540°Cではより顕著に認められた。この現象は顕微鏡観察だけでなく、SEM によっても確認済である。

Fig. 6 EPMA observation of intermetallic compounds in T6 treated Al-7.2%Si-0.36%Mg-0.0003%Na-0.0002%P alloy. (a) SEM, (b) Al K_{α} , (c) Si K_{α} , (d) Fe K_{α} , (e) Mg K_{α} .

子が局部的に偏在すること^{*)}によるものと考えられる*²。
Clossetらは重力鋳造法によるAl-7%Si-0.60%Mg-0.36%Fe合金の熱処理材中に針状の Al_3FeSi の他に球状化した $\text{Al}_3\text{FeMg}_2\text{Si}_6$ が存在することを報告しており²³⁾、筆者らも同系合金において、高濃度のMgがAl-Fe-Si-Mg化合物の形成を促進することを確認した。

3.2 機械的性質に及ぼす溶体化処理条件の影響

Fig. 7およびFig. 8にそれぞれAl-7.2%Si-0.36%Mg-0.0003%Na-0.0002%P合金(No. 2)のT4材, T6材の機械的性質に及ぼす溶体化処理温度, 時間の影響を示す。500°Cにおいては, 保持時間に関係なく引張強さ, 耐力, 硬さがほぼ様な値を示すが, 伸びはT6材ではごくわずかに向上し, T4材では徐々に低下する。520°C~540°Cにおいては, 温度の上昇と共に引張強さ, 耐力, 硬さが向上し, しかも短時間に最大値を示す傾向がある。一方伸びは保持時間と共に減少し, とりわけ540°Cの場合にその傾向が顕著である。

Fig. 9に合金No. 2の溶湯鍛造材, 重力鋳造材の機械的性質に及ぼす溶体化処理時間, 温度の影響を示す。溶体化処理温度500°Cでは溶体化処理効果が不十分なため

*² 偏析部分のMg, Feの濃度は, 鋳造条件により多少異なるが, 発光分光分析によれば, 非偏析部の1~2倍である。

Fig. 7 Effect of solution heat treatment temperature and time on mechanical properties of squeeze cast Al-7.2%Si-0.36%Mg-0.0003%Na-0.0002%P alloy (T4 condition).

Fig. 8 Effect of solution heat treatment temperature and time on mechanical properties of squeeze cast Al-7.2%Si-0.36%Mg-0.0003%Na-0.0002%P alloy. T6 condition; X°C × Y h → W.Q. → R.T. × 3 h → 160°C × 2 h

Fig. 9 Effect of solution heat treatment temperature and time on mechanical properties of Al-7.2%Si-0.36%Mg-0.0003%Na-0.0002%P alloy. T6 condition; (500, 530)°C × X h → W.Q. → R.T. × 3 h → 160°C × 2 h

か、溶湯鍛造材の伸びが上昇することを除けば、いずれの鑄造材においてもほとんど同じ値を示し、保持時間による変化も小さい。530°Cでは溶湯鍛造材では3 hで29 kgf/mm²の引張強さを示し一定になるのに対して、重力鑄造材では6 hまで徐々に引張強さが向上し28 kgf/mm²に達する。また伸びは溶湯鍛造材ではわずか1 hで21%の高い伸びを示し、時間と共にわずかに低下するのに対して、重力鑄造材では徐々に向上し、6 hで15%の伸びを示す。Fig. 7~Fig. 9で得られた結果をマイクロ組織 (Fig. 3 参照) および従来報告されている重力鑄造材の結果^{23), 26)}を参考に検討する。溶湯鍛造材の引張強さ、耐力、硬さが、十分溶体化処理が進行したと考えられる6 h後においても重力鑄造材に比べて高いのは、重力鑄造材 (金型鑄造) では成分、熱処理条件が同じであれば鑄造時の共晶 Si の形状に関係なくほぼ同じ引張強さが得られることを考え合わせれば、共晶 Si の他に初晶 α の二次枝間隔 (DAS) が小さいこと²⁴⁾、密度が高いこと¹³⁾を併せて考慮する必要がある。ちなみに重力鑄造材と溶湯鍛造材の密度はそれぞれ2.675 g/cm³, 2.683 cm³であった。また溶湯鍛造材では短い溶体化処理時間で引張強さが一定になるが、これは共晶 Si の形状変化に加えて析出強化に寄与する Si, Mg の均一化速度が速いこと^{*3}に起因しているものと考えられる。溶湯鍛造材では溶体化処理時間と共に、特に溶体化処理温度が高い場合、伸びに加えて引張強さ等が低下するが、これは共晶 Si の凝集粗大化によるところが大きいと考えられる。すなわち溶湯鍛造材では、溶体化処理時間が短い場合、共晶 Si は微細であるため Si 粒子の破壊も Si 粒子とマトリックス界面の破壊も起こりにくく、割れ発生抵抗は大きい、溶体化処理時間が長くなると共に Si 粒子は凝集粗大化し割れ発生抵抗は小さくなるためと考えられる^{27)~29)}。重力鑄造材の伸びが溶湯鍛造材のそれに比べて低い、これは溶体化処理後でも球状化しきれない大きな棒状の共晶 Si があることに起因するものである。重力鑄造材においても改良処理、溶体化処理が十分施されれば、強度の違いは避けられないが溶湯鍛造材に近い伸びを示すことは、佃ら³⁰⁾、筆者ら³¹⁾の結果から推察することができる。

Fig. 10 に Al-7%Si-0.36%Mg-0.0003%Na-(0.0002

*3 たとえば Si よりも拡散係数の小さい Mg について XMA により初晶 α 中のライン分析を行い以下の結果を得た。鑄造のままでは溶湯鍛造材の Mg の強度は重力鑄造材のそれよりも一割程度低い、保持時間に伴う強度の上昇速度はむしろ速く、保持時間10 min でおおむね一定になりその後の変化は小さい。一方重力鑄造材では溶体化処理60 min を経ても溶湯鍛造材の値に到達せずさらに増加の傾向が認められた。

Fig. 10 Effect of P and solution heat treatment time on mechanical properties of squeeze cast Al-7%Si-0.36%Mg-0.0003%Na alloy.

T6 condition; 530°C × X h → W.Q. → R.T. × 3 h → 160°C × 2 h

% , 0.0007%)P 合金 (No. 2, No. 11) の機械的性質に及ぼす溶体化処理時間の影響を示す。溶体化処理温度は530°Cである。熱処理前においては高PのNo. 11合金の機械的性質は低PのNo. 2合金のそれよりも低い値を示すが、溶体化処理2 hではいずれの合金もほとんど同じ値を示す。これは熱処理前はFig. 4に示したように共晶 Si は針状を呈しているが、溶体化処理3 h後は一部に棒状のSiを残しながらもほとんど球状化し、No. 2合金とほとんど同じ組織を示すことによると考えられる。溶体化処理が6 h後においては、No. 2合金よりもNo. 11合金の方が高い引張強さ、伸びを示している。これはNo. 2合金の共晶 Si の凝集粗大化が著しいためと考えられる。

3.3 機械的性質に及ぼす室温放置および焼もどし条件の影響

Fig. 11に溶体化処理、焼入れ後25°Cで室温放置し、その後140°Cあるいは160°Cで2 h焼戻しを行ったAl-7.2%Si-0.36%Mg-0.0003%Na-0.0002%P 合金 (No. 2) の機械的性質に及ぼす室温放置時間の影響を示す。室温放置時間が長くなるに伴い、引張強さ、硬さ、耐力が低下し、一方伸びが向上する。これは室温放置中に形成されるMg, Siのクラスターの生成によるものである³⁰⁾。室温放置時間が3 h以降は機械的性質の変化は小さくなり、24 h後と大体同じ性質を示す。以上の挙動は重力鑄造の場合とおおむね同じである。

Fig. 12に合金No. 2の機械的性質に及ぼす焼戻し条

件の影響を示す。焼戻し温度の上昇と時間の延長に伴い、引張強さ、耐力、硬さが向上し伸びが低下すること、焼戻し温度が高いと短時間の焼戻しで高い引張強

Fig. 11 Effect of pre-aging time on mechanical properties of squeeze cast Al-7.2%Si-0.36%Mg-0.0003%Na-0.0002%P alloy.

Fig. 12 Effect of artificial aging time and temperature on mechanical properties of squeeze cast Al-7.2%Si-0.36%Mg-0.0003%Na-0.0002%P alloy.

さ、耐力、硬さを示すが伸びは低いこと、しかも室温放置の影響が小さいことについては、従来重力鑄造材で報告されている傾向と同じである^{23),30)}。重力鑄造材との違いは、3.2で述べたように伸びと共に強度が高いことである。

3.4 機械的性質に及ぼす Si, Mg, Fe の影響

Fig. 13 および Fig. 14 に Al-Si-Mg-0.0003%Na-0.0002%P 合金の機械的性質に及ぼす Si, Mg, Fe の影響

Fig. 13 Effect of Si, Mg and Fe on mechanical properties of Al-Si-Mg alloys.
alloy; Al-Si-0.36%Mg-0.11%Fe-0.0003%Na-0.0002%P
Al-6.9%Si-Mg-0.11%Fe-0.0003%Na-0.0002%P
Al-6.9%Si-0.35%Mg-Fe-0.0003%Na-0.0002%P
T6 condition; 530°C × 2h → W.Q. → R.T. × 3h → 160°C × 2h

Fig. 14 Effect of Si, Mg, and Fe on charpy impact strength of squeeze cast Al-Si-Mg alloys.
alloy; Al-Si-0.36%Mg-0.11%Fe-0.0003%Na-0.0002%P
Al-6.9%Si-Mg-0.11%Fe-0.0003%Na-0.0002%P
Al-6.9%Si-0.35%Mg-Fe-0.0003%Na-0.0002%P
T6 condition; 530°C × 2h → W.Q. → R.T. × 3h → 160°C × 2h

を示す。Si量の増加と共に引張強さ、耐力が向上し伸びが低下する。重力鋳造材、溶湯鍛造材のいずれもおおむね同じ挙動を示す。溶湯鍛造材で金子らが報告¹⁵⁾しているほどの伸び、衝撃値の低下が認められないが、これは本実験においてはFe(%)が低く、しかも焼戻し温度が低いためにSi添加による延性低下の感受性が鈍くなっているものと考えられる。Mg量の増加と共に引張強さ、耐力が向上し、伸びが低下する。重力鋳造材、溶湯鍛造材のいずれもおおむね同じ挙動を示す。Fe量の増加と共に、耐力はわずかではあるが向上する。一方引張強さ、伸びは低下し、その低下度は溶湯鍛造材の方が重力鋳造材に比べて小さい。また従来重力鋳造材で報告されている結果^{21), 32)}と比較しても小さい。これは、鉄が溶体化処理により球状化するAl-Fe-Si-Mg化合物として晶出するために切欠効果が小さくなるためと考えられる。しかし0.2%~0.3%を境にして伸び、衝撃値が溶湯鍛造材でも低下するが、これはAl-Fe-Si-Mg化合物以外に針状のAl-Fe-Si化合物が多数晶出することによるものと組織観察の結果推察された。

4. 結 言

溶湯鍛造法を用いて鋳造したAC4CH合金の機械的性質に及ぼす熱処理条件と化学成分の影響を重力鋳造法と比較して検討した。得られた結果は次のとおりである。

(1) 溶湯鍛造材は重力鋳造材に比べると引張強さが1~1.5 kgf/mm²ほど高く、しかも短い溶体化処理時間で一定になる。これはDASが小さいこと、ち密性が高いことおよび共晶Siが細かいことに起因すると考えられる。

(2) 重力鋳造法においては針状のSiを示す低Na合金(Na 3 ppm)でも、溶湯鍛造法においては冷却速度が速いために改良下限値が低下し、微細な繊維状の改良組織を示す。ただしP量が7 ppmの場合には溶湯鍛造法においても針状の非改良組織を示す。

(3) 溶湯鍛造材の共晶Siは、そのサイズが細かいために短時間の溶体化処理により球状化する。このため、溶湯鍛造材は共晶Siの改良の有無にかかわらず、おおむね同等の機械的性質を示す。

(4) 引張強さは短時間の溶体化処理で向上し、伸びは時間と共に減少する。このため溶体化条件は530~540°Cでは1~3 hで十分である。

(5) Fe量が0.2%までは伸び、衝撃値がほとんど変化しない。これは共晶部に認められる淡灰色の針状の化合

物の多くが、溶体化処理後球状化するAl-Fe-Si-Mg化合物であるためと考えられる。

終わりに本実験に協力された宇部興産(株)宮内良一、松永賢二の両氏ならびに元宇部興産(株)小川恭弘氏に深く感謝の意を表します。

参 考 文 献

- 1) 西田, 松原, 白柳, 鈴木: 日本金属学会会報, **19** (1980), 895.
- 2) 鈴木: *JACT NEWS*, **330** (1984), 7333.
- 3) 森本, 藤井, 岡田, 安田: アルトピア, **10** (1980), 17.
- 4) G. Willams: *Foundry Trade Journal*, (1984) No. 2, 66.
- 5) S. Okada, N. Fujii, A. Goto and S. Morimoto: *AFS Transactions*, **90** (1982), 135.
- 6) 徳井, 森田, 太田, 鈴木: 鋳物, **57** (1985), 795.
- 7) 木内: 鉄と鋼, **71** (1985), 12.
- 8) 野本, 時末, 加藤, 青木: 軽金属, **30** (1980), 212.
- 9) 石丸, 金子, 菅又: 軽金属, **31** (1981), 712.
- 10) 鈴木, 西田, 白柳, 井沢, 松原: 名古屋工業技術試験所報告, **31** (1982), 72.
- 11) 藤井, 岡田, 森本, 藤井: 軽金属, **33** (1983), 392.
- 12) 藤井, 藤井, 森本, 岡田: 軽金属, **34** (1984), 446.
- 13) 藤井, 藤井, 森本, 岡田: 鋳物, **56** (1984), 387.
- 14) 鈴木, 西田, 白柳, 井沢, 松原: 軽金属, **32** (1982), 395.
- 15) 金子, 村上, 黒田, 中沢: 第10回世界ダイカスト技術会議 (1979), paper No. GT 79-044.
- 16) M. M. Tuttle and D. L. McLellan: *AFS Transaction*, **90** (1982), 13.
- 17) P. Y. Zhu, Q. Y. Liu and T. X. Hou: *AFS Transaction*, **95** (1985), 609.
- 18) 佃, 小池, 原田: 軽金属, **28** (1978), 8.
- 19) S. Bercovici: *Giesserei*, **67** (1980), 522.
- 20) 郑, 姚, 張: 金属学报, **18** (1982), 601.
- 21) 別宮, 上田: 軽金属, **27** (1977), 189.
- 22) G. Bernet, D. Smith and J. Eady: *Giesserei*, **68** (1981), 127.
- 23) 佃, 原田, 鈴木, 小池: 軽金属, **28** (1978), 109.
- 24) 鎌土, 佃, 徳富, 広瀬: 軽金属, **37** (1987), 268.
- 25) B. Closset and J. E. Gruleshi: *Mémoires et Etudes Scientifiques Revue de metallurgie-May* (1983), 277.
- 26) 安達: 軽金属, **37** (1987), 353.
- 27) 小松, 中村, 山本: 軽金属, **19** (1969), 398.
- 28) 小林, 新宮, 尾崎: 軽金属, **20** (1970), 247.
- 29) 加藤, 小林: 軽金属, **30** (1980), 147.
- 30) 佃, 小池, 浅野: 軽金属, **28** (1978), 531.
- 31) 安達, 大石: 軽金属, **37** (1987), 524.
- 32) 佃, 原田, 鈴木, 小池: **28** (1978), 109.