研究ノート

Al-12%Zn 合金のセレーシヨンの出現に及ぼす
Fe 添加の影響*

金谷 輝人**

Effect of an addition of Fe on the occurrence of serrations in an Al-12%Zn alloy*

Teruto KANADANI**

1. 緒 言

Al-Zn 合金のセレーシヨンの出現については, Chossat の研究¹⁾をはじめとしてこれまでいくつか行われている。セレーシヨンの出現機構としては, 固溶溶質原子と転位の相互作用によるとするいわゆるコットレ説²⁾にもとづいた斎藤らの研究³⁾等があるが, そのほかにも二次格子欠陥と転位との相互作用の結果形成されたスーパー・ジョグ⁴⁾あるいは GP ゾーンのような整合粒子⁵⁾と転位との相互作用により解釈できるとした研究もある。最近, 著者らは, 熱処理条件とセレーシヨンの出現との関係について系統的に調べた結果, この合金のセレーシヨンは数 nm 程度の微小な GP ゾーンや溶質原子クラスタの形成される時効の初期段階で出現することを明らかにした⁶⁾。ところで, Al-Zn 合金に第 3 元素を微量添加すると, 時効過程が大きく変化する場合がありますことはよく知られている。例えば, Ag を添加すると GP ゾーン溶解限度限が上昇し, 時効速度が増大するのに対して, Fe を添加すると結晶粒が微細化し, 時効速度は減少する^{7), 8)}。また, Fe 添加により疲労強度は相当増大するようである⁹⁾。この研究では, Al-Zn 合金中のセレーシヨンの出現に対して Fe 添加がどのように影響するかを検討した。

2. 試料および実験方法

高純度 Al, Zn 地金および Al-5 mass%Fe 母合金を用い, 配合組成 Al-12 mass%Zn および Al-12 mass%Zn-0.5 mass%Fe 合金を空气中で溶製した。得られた鋳塊を 723 K で 180 ks 均一化処理した後, 熱間鍛造および冷間圧延により厚さ約 1 mm の薄板にした。この板から, 既報^{6), 8)}のような形状・寸法の各測定用試料を作製した。焼入れは, 823 K で 3.6 ks の溶体化処理を施した各試料を 823~398 K の範囲の各焼入れ温度 (以下, T_Q と略記)

に 3.6 ks 保持した後, 氷水中へ急冷することにより行った。時効は, 293 K の時効温度 (以下, T_A と略記) に保持したエタノール浴中に試料を種々の時間浸すことにより行った。 T_A の精度は ± 0.5 K 以内であった。熱処理後の各試料についてインストロン材料試験機 4505 を用いて主に歪速度 $2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ で室温 (293 K) で引張試験し, 応力 (σ)-歪 (ϵ) 曲線を求めた。また, 時効過程の検討のためにマイクロビッカース硬さ計による硬さ測定も行った。これらの測定方法の詳細は, 既報^{6), 8)}の通りである。なお, 二元合金および Fe 添加合金試料の平均結晶粒サイズは, それぞれ $120 \mu\text{m}$, $30 \mu\text{m}$ であった。

3. 実験結果および考察

Fig. 1 は, 焼入れ直後でのセレーシヨンの有無を調べた結果の一部であり, 473 K より焼入れた試料についての σ - ϵ 曲線を示す。二元合金では, 曲線は全体的に滑らかに変化しており, セレーシヨンの出現は認められない。これに対して Fe 添加合金の場合, 約 1% から 8.5% までの歪範囲でセレーシヨンの出現が認められる。 $T_Q \geq 573$ K では両合金ともセレーシヨンは認められなかったが, $T_Q \leq 448$ K では両合金ともセレーシヨンの出現し, T_Q が低くなるほどセレーシヨンの程度を表すセレーシヨンの出現歪範囲や応力降下量が增大した。また, Fe 添加合金の方がセレーシヨンの程度はより顕著であった。

次に, 時効時間 (以下, t_A と略記) を種々変化させてセレーシヨンの出現の有無を検討した。Fig. 2 は, 両合金を 398 K から焼入れ後 293 K で時効したときの時効硬化曲線であり, 図中の黒印はセレーシヨンの出現の認められた場合を表す。二元合金に比べて Fe 添加合金の方が硬化がかなり遅い。これは, Fe 添加により結晶粒が微細

* 軽金属学会第87回秋期大会 (平成 6 年 11 月) にて一部発表。

** 岡山理科大学工学部 (岡山市)。Faculty of Engineering, Okayama University of Science (Okayama-shi, Okayama).
受理日: 平成 9 年 6 月 19 日

Fig. 1 Stress (σ)-strain (ε) curves of the binary and Fe-added alloy specimens water-quenched from 473 K and subsequently tensile-tested at the room temperature at a strain rate of $2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$.

Fig. 2 Variation of isothermal age-hardening curve of the binary and Fe-added alloy specimen aged at 293 K after quenching from 398 K. Solid and open symbols indicate that serrations occurred and did not occur, respectively.

化していることおよび Al_3Fe のような金属間化合物の生成に伴う転位密度の増大^{7),8)}によって空孔消滅場所が多くなり、その結果 Fe 添加合金の時効硬化速度が小さくなったためと考えられる。セレーションの出現は、二元合金では 7.2 ks までの t_A でしか認められないのに対して、Fe 添加合金では 480 ks でも認められる。以上の結果は、Fe 添加による結晶粒の微細化や金属間化合物の生成そのものがセレーション出現を促進しているように見えるかもしれない。しかしながら、結晶粒サイズや金属間化合物の状態は、293 K 時効での t_A の変化には依存しない。むしろ、セレーションの認められる最大の t_A での硬さ値がほぼ一致していることより、Fe 添加による空孔消滅場所の増加に起因して Fe 添加合金の時効が非常に遅くなり、見かけ上長時間時効後でもセレーション出現が認められたと解釈できる。同様に、焼入れ直後の場合についても Fe を添加し、 T_Q を低くすると、空孔濃度が低下するために時効の進行が遅くなり、セレーションの出現がより顕著になったのであろう。したがって、Fe 添加合金についても二元合金の場合⁹⁾と同様に、セレーションは時効の比較的初期段階でのみ出現すると

考えられる。

終わりに、本研究の測定の一部に協力いただいた岡山理科大学大学院生の郭野恭弘氏（現在：尾道造船㈱）、合金の作製に際し御協力いただいた大同特殊鋼㈱の山田廣志氏に深謝致します。

参 考 文 献

- 1) H. Chossat: Rev. Metall., **47** (1950), 343.
- 2) 斎藤勝男, 細井吉一, 日景武夫: 日本金属学会誌, **49** (1985), 507.
- 3) A. H. Cottrell: Phil. Mag., **44** (1953), 829.
- 4) 吉岡正三, 中山 豊, 細川智生: 軽金属, **20** (1970), 509.
- 5) E. Pink and J. Król: Acta Metall., **43** (1995), 2351.
- 6) 金谷輝人, 吉岡和樹, 田代 勤: 軽金属, **47** (1997), 110.
- 7) 馬場義雄: 日本金属学会誌, **29** (1965), 1075.
- 8) T. Kanadani, Y. Kakuno, K. Nakagawa, N. Hosokawa and H. Yamada: phys. stat. sol. (a), **144** (1994), K69.
- 9) K. Nakagawa, T. Kanadani, Y. Kakuno, N. Hosokawa and T. Tanimoto: phys. stat. sol. (a), **158** (1996), K17.