

## 工業用純アルミニウム合金における引張変形中の転位密度変化 In-situ 測定と添加元素が転位増殖挙動に及ぼす影響

### In-situ Measurement of the Dislocation Density during Tensile Deformation for Commercially Pure Aluminum Alloys and Its Change by the Additional Element

足立 大樹<sup>a</sup>, 岡田 将秀<sup>a</sup>, 中西 英貴<sup>b</sup>, 田丸 昇<sup>b</sup>  
Hiroki Adachi<sup>a</sup>, Masahide Okada<sup>a</sup>, Hidetaka Nakanishi<sup>b</sup>, Sho Tamaru<sup>b</sup>

<sup>a</sup>兵庫県立大学, <sup>b</sup>(株)UACJ  
<sup>a</sup>University of Hyogo, <sup>b</sup>UACJ Corporation

純アルミニウム系合金の変形中の転位密度変化に及ぼす Fe, Si, Mg 添加の影響を In-situ XRD 測定により調べた。その結果、Fe や Si の添加と比較して、Mg の微量添加により転位の増殖に必要な応力が大きくなる一方、転位の増殖速度は低下することが分かった。それにより、Mg の微量添加は降伏強度の上昇と緩やかな加工硬化による均一伸びの増加が期待される。

**キーワード：** 純アルミニウム系合金、転位密度、In-situ XRD 測定

#### 背景と研究目的：

A1200 合金は純度約 99%の純アルミニウム系合金であり、熱伝導性が良く、放熱性が良いことから、エアコンのフィンや自動車のヒートシンジュレータなどに広く用いられている。これらは圧延により薄板にし、焼鈍した後、プレス加工により部品形状に成形されているが、現在、薄肉化による軽量化やコストダウンが求められており、合金の高強度化が必須である。高強度化のためには焼鈍時間を現状より短くすることがまず考えられたが、A1200 合金において焼鈍時間を短くすると、降伏点降下現象が発現することにより圧延まま材よりも塑性伸びが低下するという通常とは全く異なる現象が生じ、大きな問題となっている。

アルミニウムでは通常、連続降伏を示し、降伏点降下は生じないと報告されているため、降伏点降下発現の原因を調べるため、前回の実験(2014B1580)において In-situ XRD 測定により、引張変形中の転位密度測定を行った[1]。その結果、降伏点降下が生じるよりもかなり低いひずみ量から転位密度は増加していることが分かった。鉄鋼では、溶質元素が作り出すコットレル雰囲気に着脱されている転位が離脱することによる可動転位の急激な増加が降伏点降下の原因であると言われているが、アルミニウムでは異なること明らかになった。その一方、純度がさらに高い 99.99% 純アルミニウムでは同じ工程で作製した焼鈍材でも降伏点降下は全く生じないため、わずか 1%以下の不純物が降伏点降下現象の発現をはじめとする塑性変形現象と大きく関わっていると考えられる。

よって、本実験では代表的な不純物元素である Fe, Si の添加量を変化させることによる引張変形中の転位密度変化の違いについても調べた。また、降伏点降下は局所変形の種類であるため、加工硬化量が大きければ発現しない。Mg の添加はアルミニウム合金の積層欠陥エネルギーを減少させることが報告されており[2]、回復が困難となることから変形中の転位密度が増加し、加工硬化量の増加が期待される。このような観点から Mg の添加による効果についても調べた。

#### 実験：

Al-0.5%Fe, Si, Mg を鋳造し 80%の圧延を施した。この圧延材に 175°C で 1 h の焼鈍を行った。これらの試料をゴニオメータ上に設置した一軸引張り試験機に取り付け、透過配置に次元検出器 MYTHEN を六個直列につなげたものをアーム上に設置した。X 線エネルギーは 25 keV、ビームサイズは引張方向 0.11 mm×幅方向 3 mm とした。ひずみ速度  $8.3 \times 10^{-4} / s^{-1}$  で引張試験を行いながら In-situ X 線回折実験を行い、(111) (200) (220) (311) (222) (420) の 6 面の回折ピークを同時に測定し、時間変化を調べた。これら複数の回折ピークの角度と半値幅から、Williamson-Hall 法を用い

ることにより不均質ひずみを導出し、転位密度を算出した。

### 結果および考察：

Fig.1 に Al-0.5Fe 圧延まま材の応力ひずみ曲線と、引張変形中の転位密度変化を示す。転位密度は過去の報告どおり四つの段階を経て変化した[3]。領域 I は弾性変形領域であり、ほとんど転位密度は変化しない。領域 II は塑性変形が開始した領域であるが、塑性変形のみで変形するために十分な転位密度がないため、弾性変形も生じている。つまり、塑性変形のみで変形が進行できる転位密度 $\rho_{II}$ まで転位が急速に増加する領域である。領域 III ではほぼ塑性変形のみで変形が進行している領域であり、転位密度の変化は領域 II よりも緩やかである。領域 IV では破断に伴い転位密度が低下する領域である。粒径が小さいほど低下量は多いと報告されており、本合金は粒径 1~2  $\mu\text{m}$  の微細粒材であるため、低下量は多かった。このことは、変形中と除荷後の転位組織が大きく異なることを示唆しており、放射光を用いた In-situ 測定が微細粒材の機械的性質の解析に有効であることを示している。

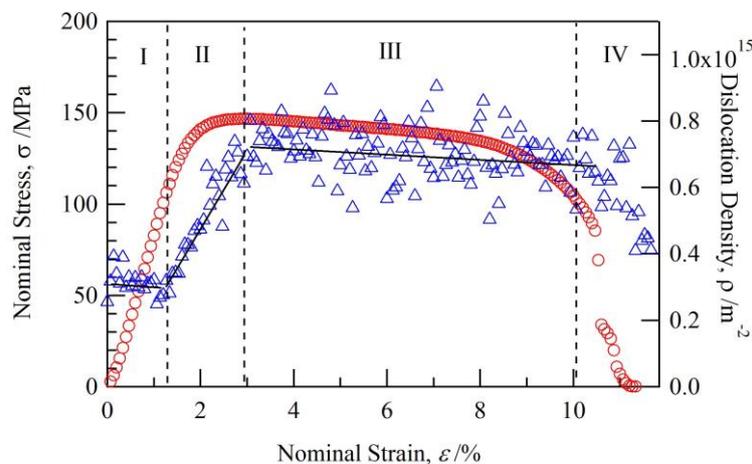


Fig.1. Stress-Strain curve and dislocation density change in as-rolled Al-0.5Fe alloy.

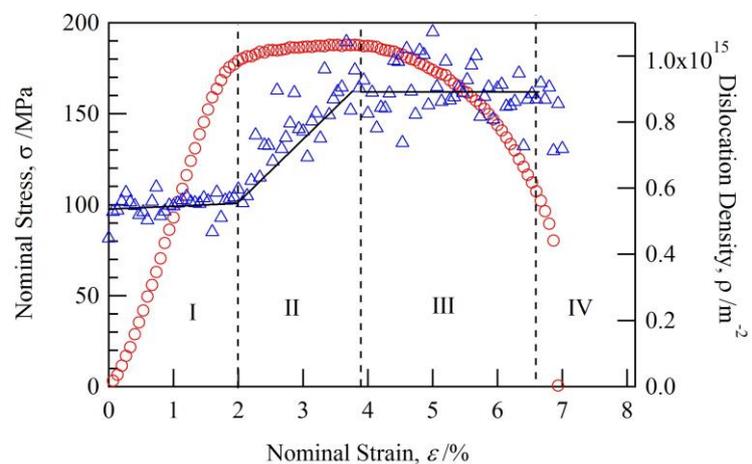


Fig.2. Stress-Strain curve and dislocation density change in as-rolled Al-0.5Mg alloy.

Fig.2 に Al-0.5Mg 圧延まま材の応力ひずみ曲線と、引張変形中の転位密度変化を示す。初期転位密度が Al-0.5Fe と比べて高く、Mg の添加により回復が抑制されていることがうかがわれた。また、領域 I が長く、弾性変形領域が長いことが分かった。領域 I と II の境界は転位密度が増加し始める点であることから、Mg の添加は転位源の活性化を抑制し、降伏点を上昇させることが分かった。領域 II では Al-0.5Fe ではひずみ 1.8%増加の間に転位密度が  $4.5 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$  程度増加し、強度が大きく増加するのに対し、Al-0.5Mg ではひずみ 1.9%増加の間に転位密度が  $3.5 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$  程度増加しており、転位密度の増加が緩やかであることが分かった。その結果、Al-0.5Fe では全伸び 3%程度までしか加工硬化しないのに対し、Al-0.5Mg では全伸び 4%程度まで緩やかに加工硬化し、

均一変形領域が長くなった。このことから、Mgの添加は転位増殖を緩やかにする効果があり、それに伴う緩やかな加工硬化によって均一伸びを増加させる効果があることが明らかとなった。

領域IIIにおける転位密度はAl-0.5Feでは $7 \times 10^{-14} \text{ m}^{-2}$ 程度であるのに対し、Al-0.5Mgは $9 \times 10^{-14} \text{ m}^{-2}$ であり、塑性変形中の転位密度はAl-0.5Mgの方が高かった。これは、Mgの添加が回復を抑制したためであると考えられる。

**参考文献：**

- [1] 足立大樹 他、平成26年度 産業新分野支援課題・一般課題(産業分野)実施報告書(2014B), 2014B1580.
- [2] T. Morishige et al., *Scripta Mater.*, **64**, 355 (2011).
- [3] H. Adachi et al., *Mater. Trans.*, **56**, 671 (2015).