

放射光を用いた FCC 金属材料の変形挙動解析

足立 大樹*

1. はじめに

構造用金属材料の高強度化にあたり、まず考えることは塑性変形を担う転位の移動をどのように阻害するかであり、転位の移動の障害となるもの、例えば、固溶元素⁽¹⁾、析出物⁽²⁾、転位⁽³⁾、結晶粒界⁽⁴⁾⁽⁵⁾などを結晶中に効率的に配置することによって、高強度化がなされてきた。それらの高強度化手法のなかでも、結晶粒界密度を増やす、つまり、結晶粒微細化による強化は、従来、延性を大きく損なうことなく高強度化する手法として注目されてきた。ただし、Al 合金においては Hall-Petch 係数が鉄鋼や Cu, Ni などと比べて非常に小さいことから強化効率が悪く⁽⁶⁾、さらに、融点が低いため再結晶温度が低く、結晶粒が粗大化しやすいことからあまり注目されてこなかった。

しかし、圧延などの従来加工法と比べ、非常に大きなひずみを試料に与えることができる HPT (High pressure torsion)⁽⁷⁾⁽⁸⁾、ECAP (Equal channel angular pressing)⁽⁹⁾⁽¹⁰⁾、ARB (Accumulative roll bonding)⁽⁶⁾⁽¹¹⁾⁻⁽¹⁴⁾などの強ひずみ加工法が開発され、これを適用することによってサブミクロンサイズの結晶粒を Al 合金においても容易に得ることが可能となった。このようにして得られた微細粒純 Al は、従来の Hall-Petch 式から予想される強度よりも非常に高い強度を示した⁽⁶⁾。これは、結晶粒径が 5 μm 以上の従来粒径材が小さい Hall-Petch 係数を持つのに対し、結晶粒径が 5 μm 以下の微細粒材では Hall-Petch 係数が 5 倍以上となり、結晶粒微細化による強化の効率が向上したためである。また、その他にも Hardening by Annealing 現象や⁽¹³⁾、Al 合金における降伏点降下現象の発現⁽⁶⁾など、微細粒材は様々な特異な力学的性質を有することが明らかとなった。これらのことか

ら、純 Al では平均粒径が約 5 μm 近傍を境として、塑性変形を担う因子“Plaston”の挙動に大きな変化が生じた可能性が考えられる⁽¹⁵⁾⁽¹⁶⁾。

本稿では、上記のような Plaston の挙動を捉えるために我々がこれまで取り組んできた SPring-8 放射光を用いた引張変形中の *In-situ* XRD (X-ray diffraction) 測定の結果を示し、6.5 nm~20 nm までの広い結晶粒径範囲における Al 合金や Ni 合金の変形挙動の違いについて紹介する。

2. SPring-8 放射光を用いた引張変形中の *In-situ* XRD 測定

粗大粒を有する従来粒径材では変形を担う因子が転位であることは明らかであるため、変形中の転位密度変化を *In-situ* で調べることができる測定系を SPring-8 BL19B2 および BL46XU に構築した⁽¹⁷⁾⁻⁽²²⁾。 *In-situ* で測定を試みたのは、微細粒材では粒界から転位などの格子欠陥が発生する可能性が示唆されていることから、転位が粒界において消滅する可能性も考えられるため⁽²³⁾⁻⁽²⁵⁾、また粒界密度が多い微細粒材では変形中と除荷後の転位組織が大きく異なっている可能性を考慮したためである⁽²⁶⁾。転位密度算出手法に X 線を用いた理由は、中性子回折よりも放射光を用いた XRD 測定の方が時間分解能に優れるためであり、放射光は指向性が強いことから回折プロファイルに及ぼす装置関数の影響が少ないためである。

図 1 に構築した測定系の模式図を示す。SPring-8 ビームラインのゴニオメータ上に設置した自作の小型引張試験機に引張試験片を取り付け、試験片に垂直に X 線を入射し、透過方向に設置した 6 台の一次元検出器 MYTHEN によって引張変形中の複数の回折ピーク形状変化を同時に測定した。

* 兵庫県立大学工学研究科 材料・放射光工学専攻; 教授 (〒671-2280 姫路市書写2167)
Deformation Behavior Analysis of FCC Metals by Using Synchrotron Radiation; Hiroki Adachi (School of Engineering and Graduate School of Engineering, University of Hyogo, Himeji)
Keywords: dislocation density, *In-situ* XRD, grain size, aluminum alloy, nickel alloy
2022年7月29日 [doi:10.2320/materia.61.864]

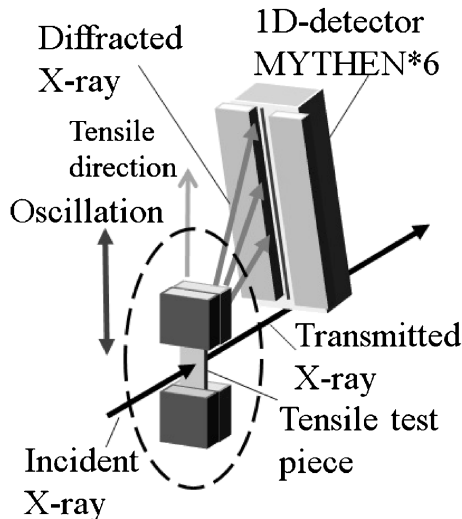


図1 SPRing-8における引張変形中の *In-situ* XRD 測定系の模式図⁽¹⁵⁾⁻⁽²⁰⁾.

この測定系によって時間分解能 1~2 秒の測定が可能となった。ただし、放射光は中性子よりも透過能に劣ることから試料厚さを 1 mm 以下にしななければならない、粗大粒材では散乱体積内で回折に寄与する結晶粒数が少なく十分な回折強度が得られないという問題が生じた。これを改善するため、引張試験機の揺動をしながら引張変形中の *In-situ* XRD 測定を行った。揺動測定の詳細については文献を参照されたい⁽²²⁾。

得られた XRD 回折プロファイルから転位密度を算出する方法には Williamson-Hall 法⁽²⁷⁾⁻⁽²⁹⁾、Warren-Averbach 法⁽³⁰⁾、また、それらの修正法⁽³¹⁾⁻⁽³⁴⁾、CMWP (Convolutional multiple whole profile fitting) 法⁽³⁵⁾⁻⁽³⁷⁾などが知られている。ここでは最も単純な Williamson-Hall 法を用いた。Williamson-Hall は以下の式で表される。ここで D は結晶子サイズである。

$$\frac{\Delta 2\theta_{hkl} \cos \theta_{hkl}}{\lambda} = \frac{0.9}{D} + 2\eta \frac{\sin \theta_{hkl}}{\lambda} \quad (1)$$

波長 λ の X 線を用いた XRD 測定結果から複数の回折ピークの角度 θ_{hkl} と半値幅 $\Delta 2\theta_{hkl}$ を求め、横軸に $2 \sin \theta_{hkl} / \lambda$ 、縦軸に $\Delta 2\theta_{hkl} \cos \theta_{hkl} / \lambda$ とした Williamson-Hall プロットの切片から結晶子サイズを、傾きから結晶子内に存在する不均質ひずみ η を求めることができる。転位周辺では格子がひずむことから、不均質歪 η が転位の存在によって発生したと考えると、次の式(2)により転位密度が算出できる。ここで b はバーガスベクトルの大きさであり、式(2)の係数 16.1 は FCC 金属の場合の数値であり、BCC 金属では 14.4 である。

$$\rho = 16.1 \left(\frac{\eta}{b} \right)^2 \quad (2)$$

弾性定数の異方性が強い試料では、不均質ひずみの異方性が大きくなるため Williamson-Hall プロットが直線とならない場合がある。そういった場合は修正法が使用されるが、Al 合金の場合は弾性異方性が小さく、Williamson-Hall プロッ

トはほぼ直線となるため、適用しやすい手法である。

3. FCC 金属における引張変形中の転位密度変化

(1) 純アルミニウムにおける変形中の転位密度変化⁽²²⁾

純度 99% の A1200 アルミニウム合金 (工業用純アルミニウム) において、ARB などの強加工により平均結晶粒径を最小 0.5 μm まで微細化した後、各種熱処理を施すことにより平均粒径を最大 20 μm まで粗大化させた。

図 2 に結晶粒径 0.5 μm の微細粒材における引張変形中の応力と転位密度変化を示す。変形の進行に伴い、転位密度は四つの領域を経て変化する。まず、領域 I は弾性変形領域であり、転位密度は増加しなかった。

領域 II に入ると急激に転位密度が増加し、塑性変形が開始しはじめたが、応力も増加していることから弾性変形も依然として生じている。領域 II に入る時の応力 $\sigma_{II} = 102 \text{ MPa}$ は転位源から転位が増殖しはじめた応力、すなわち降伏応力であるといえる。領域 II における転位の増殖は、ひずみに対してほぼ線形に増加するが、ある転位密度、 ρ_{II} (その時の応力、 s_{II}) に至ると急に転位密度の増加が緩やかになった。この急激な増加速度の減少は Ni 合金などにおいても同様に観察されている。

ρ_{II} を過ぎ、領域 III へ移行すると、動的回復が活発に起こると予想される純 Al では転位密度がほとんど増加せず、動的回復速度が比較的低いと予想される純 Ni 合金では図 3 に示すように緩やかに増加した⁽¹⁹⁾。ここでは応力上昇は小さいことから、弾性ひずみの増加は小さくほぼ塑性変形によって変形が進行していると考えられる。

次に、破断に伴う除荷により、転位密度が急激に減少した (第 IV 領域)。この測定における時間分解能は 2 秒であるため、2 秒以下の非常に短い時間において変形中の 1/4 程度まで転位密度は減少し、変形前と同程度となった。微細粒材であるほどこの減少量が多いこと⁽¹⁹⁾⁽²²⁾、また、粒内に転位の移動を阻害するナノ析出物が存在する時には減少量は非常に小さいことから⁽³⁸⁾、転位は主に粒界をシンクとして消滅したと考えられる。このことは、特に微細粒材やナノ結晶材に

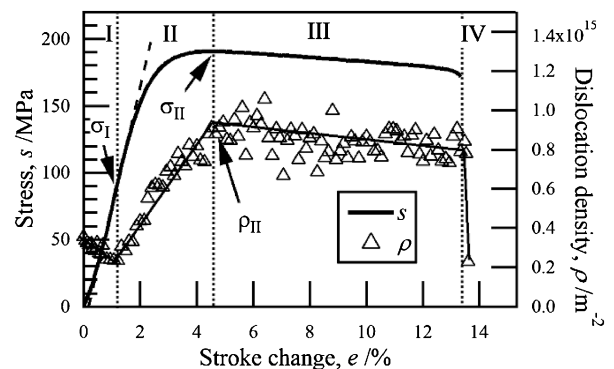


図 2 ARB 加工法により作製した微細粒純 Al 合金における引張変形中の転位密度測定変化⁽²⁰⁾。

おいては、変形中と除荷後では転位組織が大きく異なることを示唆している。変形後の転位密度が変形前よりもほぼ増加していないことから、電子顕微鏡観察のみでは、変形を担うものは室温においても転位ではなく、粒界すべりなど他の因子であると誤認してしまう可能性がある。

図4(a)に平均結晶粒径 $20\ \mu\text{m}$ の純Alにおける引張変形中の転位密度変化を、また、低ひずみ側を拡大したものを図4(b)に示す。粗大粒材においても転位密度は四つの領域を

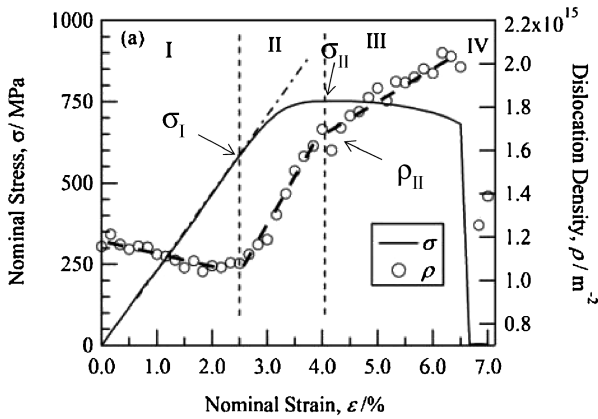


図3 ARB加工法により作製した微細粒純Ni合金における引張変形中の転位密度測定変化⁽¹⁷⁾。

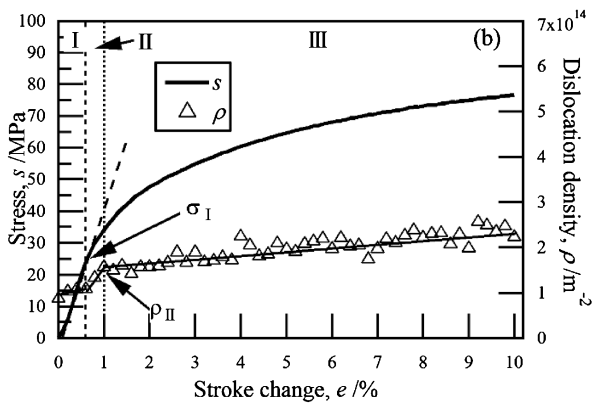
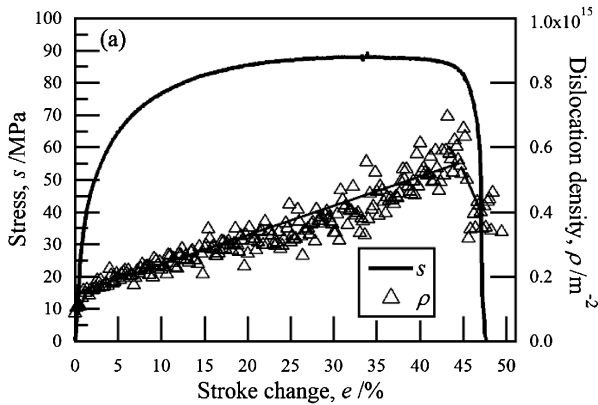


図4 結晶粒径 $20\ \mu\text{m}$ の99%純度Al合金における引張変形中の転位密度測定変化、(a)全体、(b)低ひずみ側の拡大図⁽²⁰⁾。

を経て変化するが、領域Iと領域IIは非常に短かった。これは、 σ_I が $15\ \text{MPa}$ 、 ρ_{II} が $1.57 \times 10^{14}\ \text{m}^{-2}$ であり、微細粒材と比較して $1/6 \sim 1/7$ 程度と非常に小さいためである。よって、結果として粗大粒材の機械的性質を理解する上においては、領域IIを考慮する必要性が微細粒材料と違って少ない。領域IIIでは緩やかに転位密度が増加し、破断に伴う除荷によって、超微細粒材の場合と同様、転位密度は減少するものの、その減少量は領域IIIにおいて増加した量の半分程度であり、引張前の転位密度よりも十分に多かった。これらは、粗大粒材では粒界密度が低いことから粒界をシンクとした減少があまり生じないことを示唆している。

(2) Ni合金における変形中の転位密度変化⁽¹⁹⁾

より微細な結晶粒を有するFCC金属を得るには、強ひずみ加工法では困難であるため、電解析出法を用いて純Niを作製した⁽³⁹⁾⁽⁴⁰⁾。得られた平均結晶粒径 $50\ \text{nm}$ のナノ結晶を有する純Niにおける引張変形中の転位密度変化の結果を図5に示す。ナノ結晶純Niにおいても粗大粒材や超微細粒材と同様に転位密度変化に四つの領域が存在したが、 ρ_{II} が $1.15 \times 10^{16}\ \text{m}^{-2}$ と非常に高いため、転位密度が急激に増加する領域IIが非常に長かった。また、領域IVにおいては、超微細粒材と同様に、破断に伴う除荷により転位密度は変形前と同程度まで減少した。

以上のように、平均粒径 $20\ \mu\text{m}$ の粗大粒純Alから平均粒径 $50\ \text{nm}$ のナノ結晶純Niまで、幅広い結晶粒径範囲をもつFCC金属について変形中の *In-situ* XRD測定を行ったが、いずれの試料においても転位密度は四つの段階を経て変化し、粒径の減少とともに ρ_{II} が増加し、領域IIが長くなった。それでは、この ρ_{II} とはどのような意味を持っているのかを検討する。図6に純Alと純Niにおける粒径の変化に伴う ρ_{II} の変化を示す。また、純Niにおける値も併せて示す。粒径が $3\ \mu\text{m}$ よりも粗大な時は、粒径の減少に伴う ρ_{II} の増加は小さく、 $10^{14}\ \text{m}^{-2}$ 程度であったが、粒径が $3\ \mu\text{m}$ 以下になると、 ρ_{II} は概ね粒径の -1 乗に比例して大きく増加し

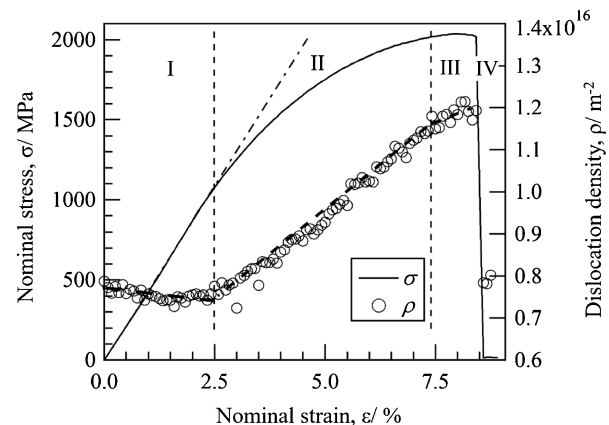


図5 電解析出法により作製したナノ結晶純Ni合金における引張変形中の転位密度測定変化⁽¹⁷⁾。

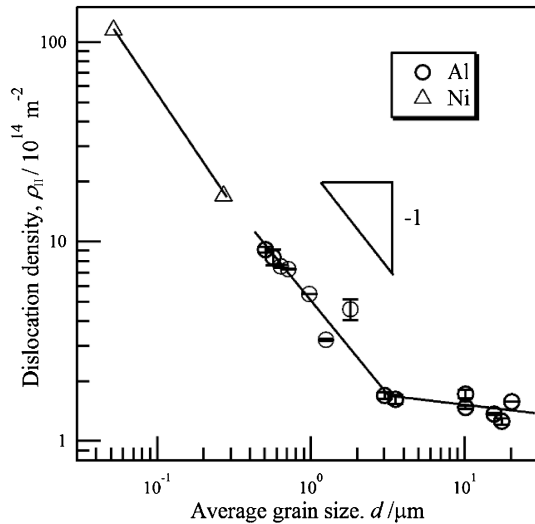


図6 純Al合金と純Ni合金における ρ_{II} の結晶粒径変化。

た。これは次のように考えられる。ある単位時間あたりに生じる塑性変形によるせん断変形量 γ は可動転位密度 ρ によって次のように表すことができる。

$$\gamma = \rho b x \quad (3)$$

ここで x は転位の平均自由行程である。粗大粒材では x は十分に大きいので、塑性変形を行うためには低い転位密度でも問題ない。しかし、結晶粒微細化により転位移動の障害となる粒界の密度が増加するため x は減少し、 x が粒径に比例するという粗い仮定をすると、塑性変形のために必要な転位密度は粒径に反比例することになり、図6の結果が説明できる。また、転位の移動速度には上限があることなどから粒径が大きくなると x が無限に大きくなるわけではないため、塑性変形のために必要な可動転位密度にも下限が存在し、平均粒径 $3\mu\text{m}$ 以上の純Alでは下限に近い転位密度になっていると考えられる。

以上より、今回の引張試験におけるひずみ速度($10^{-3} \sim 10^{-4} \text{s}^{-1}$)において ρ_{II} は塑性変形のみで変形(塑性ひずみの増加)が進行するために最低限必要な転位密度を示している。領域IIは、その転位密度に達するまで急激に増加している領域であり、塑性変形のみでは変形が進行できず弾性変形が不足分を補うため、弾性変形が生じた量に伴い、応力が増加すると考えられる。そして、 ρ_{II} に達すると、転位が急激に増加する必要はないため、突然、転位の増加速度は緩やかになり、領域IIIに移行する。よって、領域IIは弾塑性変形領域であり、領域IIIが塑性変形領域であると考えられる。(もちろん、領域IIIでも転位密度の増加に伴う流動応力の上昇分の弾性変形は生じる。)

粗大粒材では領域IIが非常に短いため、考慮しなくても力学的挙動を解釈する上で大きな問題とはならなかったが、微細粒材ではこの領域IIの存在を考慮しなければならない。例えば、強ひずみ加工材に低温焼鈍を施すことによって、微細結晶粒と低い初期転位密度を有する純アルミニウムにおいて降伏点降下現象が生じることが報告されているが、これも領

域IIの存在を考慮することによってある程度説明が可能である。初期転位密度が高い場合には領域IIにおいて ρ_{II} に達し易いため、塑性変形を補う弾性変形量は小さくなるが、粒径が同じであっても初期転位密度が低い場合には同じ ρ_{II} に達するまでに塑性変形を補う弾性変形量が大きくなり、領域IIからIIIに移行する直前の応力は高くなる。しかしながら、領域IIIに入った直後の流動応力は転位密度 ρ_{II} に依存するため、初期転位密度が低く、かつ微細粒を有するAl合金では ρ_{II} に達した瞬間の応力は領域IIIに入った直後の流動応力よりも大きくなりやすく、降伏点降下現象が観察されると考えられる。実際、Al合金において降伏点降下が生じるのは領域IIに入り、転位密度が大きく上昇した後であるため、可動転位密度の急激な増加が降伏点降下の原因と考えることは難しい。

(3) ナノ結晶ニッケル合金における変形中の不均質ひずみ変化⁽²⁰⁾

50 nm以下の結晶粒径を持つナノ結晶材を得ることは、純金属では困難であり、合金化する必要がある⁽⁴¹⁾⁽⁴²⁾。ここでは、電析浴中のNiイオンとWイオンの比率を変えることによって作製した電析Ni-W合金(Ni-4.0~9.8 at%W合金)の結果を紹介する。W含有量の増加に伴い結晶粒径が減少し、平均結晶粒径は10.3~6.5 nmであった。シングルナノメートル粒径材においても、弾性変形領域(領域I)では不均質ひずみは増加せず、領域IIでは不均質ひずみは単調に増加した。このことから、転位のような不均質ひずみを発生する因子によって塑性変形が進行したことは間違いない。電析析出法により得られたナノ結晶Ni-W合金、ナノ結晶純NiとARB加工法により得られた超微細粒純Niにおける領域IIから領域IIIに移行する時の不均質ひずみ η_{II} の平均結晶粒径に伴う変化を図7に示す⁽⁴⁴⁾。粒径が50 nm以上の純Niでは、純Al合金と同様に ρ_{II} は粒径の-1乗に比例して変化し、 η_{II} は粒径の-1/2乗に比例して変化した。しかし、図7において純Niにおける傾き-1/2の直線を外挿した点線よりもナノ結晶Ni-W合金における η_{II} は30~40%程度小さくなった。通常、固溶原子の存在によって変形中の不均質ひずみ

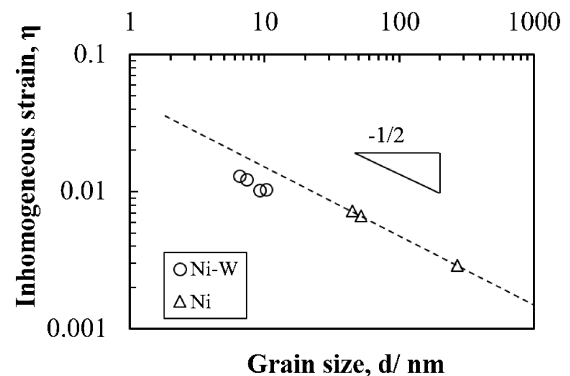


図7 純NiとNi-W合金の塑性変形(領域III)開始時における不均質ひずみ量の結晶粒径変化⁽⁴²⁾。

は増加することから、外挿した点線よりも η_{II} は大きな値を示すことが予想されたが、逆に小さい値を示した。このことから、粒径 6.5~10.3 nm のナノ結晶 Ni-W 合金では通常活動する転位よりも小さい不均質ひずみが生じる因子によって変形が進行したのではないかと推察される。これは、ナノ結晶 Ni-W 合金において転位によって塑性変形が進行するとした場合、図 7 の外挿値から塑性変形に必要な転位密度を概算すると ρ_{II} は 10^{17} m^{-2} 近くになることから、粒内のひずみエネルギーが高くなりすぎるためであろう。

さて、それではナノ結晶 Ni-W 合金において活動している Plaston は何であろうか。いくつかの分子動力学計算により示唆されている⁽⁴⁵⁾⁽⁴⁶⁾ように、部分転位が活動したのではないかと予想される。不均質ひずみはパーガースペクトルの大きさに比例するため、パーガースペクトルが小さい部分転位が活動することによって粒内のひずみエネルギー上昇が抑制できる。また、10 at%W の添加によって Ni 合金の積層欠陥エネルギーは半分程度に減少すると報告されていることから、刃状転位が部分転位に分解した時の積層欠陥幅は約 5~6 nm となると予想され⁽⁴²⁾、Ni-W 合金の結晶粒径と同程度であることから、シングルナノメートル結晶粒を有する Ni-W 合金では部分転位が Plaston として活性化したのではないかと推測される。

4. アルミニウム合金中における引張変形中の転位組織変化⁽⁴⁷⁾

以上では変形を担う格子欠陥の量のみ注目してきたが、どのような転位組織が形成されているかも変形挙動(特に加工硬化)に影響を及ぼすことが知られている。例えば、Al 合金では Si 添加量の増加により強度と延性の両方が向上するが、Mg 添加量が増加すると強度の向上に伴い、延性は低下することが報告されている。これは形成される転位組織の違いに由来している。

XRD 測定プロファイルを CMWP 法により解析することで転位密度だけでなく、転位組織を評価することができる。CMWP 法の解析によって求められる配列パラメータ M は、転位の配列度合いにより決定される。 $M > 1$ であれば転位がランダムに分散していることにより、転位周りに発生する不均質ひずみ場同士が干渉しないような転位配置をとるのに対し、 $M < 1$ であれば、小角粒界や転位セル組織のような転位周りの不均質ひずみ場が干渉することによって、ひずみエネルギーを小さくするような転位配置をとっていることを示している。図 8 に純度 99% の A1200 アルミニウム合金圧延材における引張変形初期の転位密度と配列パラメータの変化を示す。引張変形前は圧延加工により転位セル組織が形成されているため $M < 1$ であったが、引張によって転位密度が増加する応力である $\sigma_I = 85 \text{ MPa}$ よりもかなり小さい応力である 32 MPa から M が徐々に増加した。これは引張変形前から存在している転位セル組織が分解しはじめ、初期転位が動くことを示唆している。その後、85 MPa 以上では転

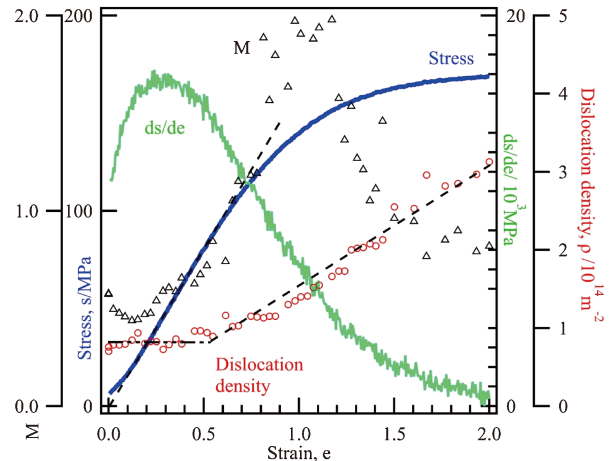


図 8 純 Al 合金における引張変形中の応力、転位密度、加工硬化率、配列パラメータの変化⁽⁴³⁾。

位密度が大きく増加しながらも M は増加しており、131 MPa において M が最大となった。148 MPa を過ぎると M は急速に減少し、破断直前には $M \sim 0.5$ となったことから、再度、転位セルが形成されたと考えられる。

ほぼ同じ純度の Al 合金圧延材において、室温クリープ変形挙動に変化が生じるしきい応力は 45 MPa と 85 MPa と報告されており⁽⁴⁸⁾、本実験により求められた初期転位の移動開始応力、転位増殖開始応力とそれぞれ良く一致していることから、観察された現象は室温クリープ挙動と密接な関係があることが示唆される。

なお、 $M \sim 2$ となる 131 MPa に達した時に除荷し、無負荷になった瞬間には $M \sim 1$ まで減少しており、さらに、無負荷のまま保持すると $M \sim 0.5$ まで減少し、転位セル組織が再形成されることから、今回のような動的な転位組織の変化を捉えるには *In-situ* 測定が必須であると考えられる。

5. おわりに

本稿では、放射光 *In-situ* XRD 測定を用いて、FCC 金属における引張変形中の転位密度や転位組織の変化を調べ、広い結晶粒径範囲において転位密度変化挙動が結晶粒径によってどのように変化するかを検討した結果について報告した。

変形中の組織は除荷後の組織とは大きく異なる可能性があり、例えば、結晶粒径が微細な場合には変形中の転位密度は除荷後よりも非常に高く、また、変形前と変形後に転位セル組織を呈しているからといって、変形中も常に転位セル組織を保っているとは限らない。これら変形中における組織の動的な変化を *In-situ* 測定により明らかにすることは、力学的挙動のより詳細な理解のために非常に重要であると考えられる。今回は単相合金のみの紹介であったが、複相合金では相間の相互作用によって、さらに複雑な動的変化が観察され、それが機械的性質に大きな影響を及ぼすと予想される。今後、放射光測定をはじめとした様々な *In-situ* 測定手法が発達し、さらに計算等も併用することによって力学的挙動への

理解が益々進み、新規構造材料の開発へとつながっていくことが期待される。

文 献

(1) R. L. Fleischer: *Acta Metall.*, **11**(1963), 203-209.
 (2) V. Gerold and H. Harberkorn: *Phys. Stat. Sol.*, **16**(1966), 675-685.
 (3) J. E. Bailey and P. B. Hirsch: *Philos. Mag.*, **5**(1960), 485-497.
 (4) N. J. Petch: *J. Iron Steel Inst.*, **174**(1953), 25-28.
 (5) E. Q. Hall: *Proc. Phys. Soc. London B*, **64**(1951), 747-751.
 (6) N. Kamikawa, X. Huang, N. Tsuji and N. Hansen: *Acta Mater.*, **57**(2009), 4198-4208.
 (7) Y. Ito and Z. Horita: *Mater. Sci. Eng. A*, **503**(2009), 32-36.
 (8) Z. Horita and T. G. Langdon: *Mater. Sci. Eng. A*, **410-411**(2005), 422-425.
 (9) Y. Iwahashi, Z. Horita, M. Nemoto and T. G. Langdon: *Acta Mater.*, **45**(1997), 4733-4741.
 (10) R. Z. Valiev, R. K. Islamgaliev and I. V. Alexandrov: *Prog. Mater. Sci.*, **45**(2000), 103-189.
 (11) N. Tsuji, Y. Ito, Y. Saito and Y. Minamino: *Scr. Mater.*, **47**(2002), 893-899.
 (12) X. Huang, N. Tsuji, N. Hansen and Y. Minamino: *Mater. Sci. Eng. A*, **340**(2003), 265-271.
 (13) X. Huang, N. Hansen and N. Tsuji: *Science*, **312**(2006), 249-251.
 (14) 紙川尚也, 辻 伸泰, 齋藤好弘: *鉄と鋼*, **89**(2003), 273-280.
 (15) N. Tsuji, S. Ogata, I. Tanaka and K. Kishida: *The Plaston Concept, Plastic Deformation in Structural Materials*, ed. by I. Tanaka, N. Tsuji and H. Inui, Springer, (2022), 3-34.
 (16) N. Tsuji, S. Ogata, H. Inui, I. Tanaka, K. Kishida, S. Gao, W. Mao, Y. Bui, R. Zheng and J. P. Du: *Scr. Mater.*, **181**(2020), 35-42.
 (17) H. Adachi, Y. Miyajima, M. Sato and N. Tsuji: *Mater. Trans.*, **56**(2015), 671-675.
 (18) Y. Miyajima, S. Okubo, T. Miyazawa, H. Adachi and T. Fujii: *Philos. Mag. Lett.*, **96**(2016), 294-304.
 (19) H. Adachi, Y. Karamatsu, S. Nakayama, T. Miyazawa, M. Sato and T. Yamasaki: *Mater. Trans.*, **57**(2016), 1447-1453.
 (20) S. Nakayama, H. Adachi, T. Nabeshima, T. Miyazawa and T. Yamasaki: *Sci. Adv. Mater.*, **8**(2016), 2082-2088.
 (21) S. Gao, T. Yoshimura, W. Mao, Y. Bai, W. Gong, M. H. Park, A. Shibata, H. Adachi, M. Sato and N. Tsuji: *Crystals*, **10**(2020), 1115.
 (22) H. Adachi, H. Mizowaki, M. Hirata, D. Okai and H. Nakanishi: *Mater. Trans.*, **62**(2021), 62-68.
 (23) L. Lu, R. Schwaiger, Z. W. Shan, M. Dan, K. Lu and S. Suresh: *Acta Mater.*, **53**(2005), 2169-2179.
 (24) Y. F. Shen, L. Lu, Q. H. Lu, Z. H. Jin and K. Lu: *Scripta Mater.*, **52**(2005), 989-994.
 (25) M. Chen, E. Ma, K. J. Hemker, H. Sheng, Y. Wang and X. Cheng: *Science*, **300**(2003), 1275-1277.
 (26) F. Momprou, D. Cailard, M. Legros and H. Mughrabi: *Acta*

Mater., **60**(2012), 3402-3414.
 (27) G. K. Williamson and W. H. Hall: *Acta Metall.*, **1**(1953), 23-31.
 (28) G. K. Williamson and R. E. Smallman: *Philos. Mag.*, **8**(1956), 34-45.
 (29) G. K. Williamson and R. E. Smallman: *Acta Crystallogr.*, **7**(1954), 574-581.
 (30) B. E. Warren and B. L. Averbach: *J. Appl. Phys.*, **21**(1950), 595-599.
 (31) T. Ungar and A. Borbely: *Appl. Phys. Lett.*, **69**(1996), 3173-3175.
 (32) T. Ungar and G. Tichy: *Phys. Stat. Sol. (a)*, **171**(1999), 425-434.
 (33) T. Ungar, J. Gubicza, P. Hanak and I. Alexandrov: *Mater. Sci. Eng. A*, **318-321**(2001), 274-278.
 (34) T. Ungar, S. Ott, P. G. Sanders, A. Borbely and J. R. Weertman: *Acta Mater.*, **46**(1998), 3693-3699.
 (35) T. Ungar, I. Dragomir, A. Revesz, A. Borbely: *J. Appl. Crystallogr.*, **32**(1999), 992-1002.
 (36) G. Ribarik, J. Gubicza and T. Ungar: *Mater. Sci. Eng. A*, **387-389**(2004), 343-347.
 (37) G. Ribarik and T. Ungar: *Mater. Sci. Eng. A*, **528**(2010), 112-121.
 (38) 平田雅裕, 岩田晃一, 岡井大祐, 足立大樹: *軽金属*, **71**(2021), 343-348.
 (39) M. Dao, L. Lu, R. J. Asaro, J. T. M. De Hosson and E. Ma: *Acta Mater.*, **55**(2007), 4041-4065.
 (40) C. A. Schuh, T. G. Nieh and T. Yamasaki: *Scripta Mater.*, **46**(2002), 735-740.
 (41) C. A. Schuh, T. G. Nieh and H. Iwasaki: *Acta Mater.*, **51**(2003), 432-443.
 (42) T. Yamasaki: *Mater. Phys. Mech.*, **1**(2000), 127-132.
 (43) 須藤 一, 山田邦明: *日本金属学会誌*, **35**(1971), 231-237.
 (44) H. Adachi: *The Plaston Concept, Plastic Deformation in Structural Materials*, ed. by I. Tanaka, N. Tsuji and H. Inui, Springer, (2022), 207.
 (45) H. V. Swygenhoven, P. M. Derlet and A. Hasnaoui: *Phys. Rev. B*, **66**(2002), 024101.
 (46) V. Yamakov, D. Wolf, M. Salazar, S. R. Phillpot and H. Gleiter: *Acta Mater.*, **49**(2001), 2713-2722.
 (47) 足立大樹, 高橋駿介, 平田雅裕, 岡井大祐: *軽金属*, **72**(2022), 274-276.
 (48) 比金健太, 増田紘士, 戸部裕史, 北園幸一, 佐藤英一: *軽金属*, **67**(2017), 228-233.



足立大樹

★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★
 2001年3月 京都大学大学院工学研究科博士課程修了
 2001年4月-2010年3月 京都大学大学院工学研究科
 助教
 2010年4月-2018年3月 兵庫県立大学工学研究科
 准教授
 2018年4月- 現職
 専門分野: 材料組織学, 材料強度学
 ◎放射光を用いた非鉄金属材料の微細組織や機械的性
 性の解析を中心に活動。
 ★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★★