

(論文)

6061アルミニウム合金鍛造品の機械的特性に及ぼすマイクロ組織の影響

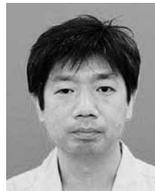
Effect of Microstructure on Mechanical Properties of Forged 6061 Aluminum Alloys



中井 学^{*1} (博士(工学))
Dr. Manabu NAKAI



岡田慶太^{*2}
Keita OKADA



伊原健太郎^{*3} (博士(工学))
Dr. Kentaro IHARA



稲垣佳也^{*4}
Yoshiya INAGAKI

The 6061 aluminum alloy is widely used for vehicles, vessels, land structures, etc., in medium-strength structural members having high corrosion resistance and fatigue properties. A study was conducted on the effect of hot-forging conditions on the proof strength and microstructure of the 6061-T6. Hot forging under a medium value of the Zener-Hollomon parameter promotes the sub-division of grains during forging, resulting in the formation of a fine-grained recrystallization structure. This structure is highly thermally stable and remains almost unchanged during solution treatment at high temperature. After T6 treatment, a worked structure with a small Schmid's factor has been obtained, realizing a material with high proof strength.

まえがき = 6061アルミニウム合金は、中強度高耐食性構造部材として1954年にAA登録されて以来、車輛、船舶、自動車などの構造部材で広く用いられている。構造部材のなかでは、鍛造材は主として熱間加工ならびにその後のT6処理からなる工程で製造される。熱処理型アルミニウム合金の熱間加工材の機械的性質は一般に、熱間加工時に形成される下部組織に大きく影響される。

6061合金(代表成分値: Al-1.0Mg-0.6Si-0.3Cu-0.2Cr)のT6処理材(ピーク時効処理材)のマイクロ組織と特性との関係を調べた結果では^{1)~4)}、高温・低ひずみ速度の条件で熱間鍛造するとマイクロ組織は主として亜結晶粒からなる微細粒回復組織となり、低温・高ひずみ速度の条件で得られる再結晶組織に比べて降伏応力は大幅に高くなった。また、破壊じん性に対応する切欠強度比や耐粒界腐食性も高くなった。すなわち、合金成分の添加量の増大ではなく、マイクロ組織を制御することによって、高強度でかつ信頼性(耐食性や破壊じん性、疲労特性など)の高い材料が得られることが分かった。

材料開発者は、[組成・工程]と[材料特性]とを直接結び付けて各種条件を組み合わせ、目標とする[材料特性]が得られるまで延々と試験を進める傾向がある。錬金術士と呼ばれるゆえんである。材料開発はやはり、[マイクロ組織]を中心として進めることが重要と考える。[組成・工程]-[マイクロ組織]-[材料特性]の関係のなかで、[材料特性]の目標値を達成するために必要な[マイクロ組織]をまず明らかにし、つぎにその[マイクロ組織]を形成させるために必要な[組成・工程]を明白にすることとなる^{5), 6)}。

そこでここでは、熱間鍛造の温度ならびにひずみ速度を大きく変化させて作製した供試材(T6処理材)を用いて、供試材のマイクロ組織、引張特性を調査し、[工程(熱間鍛造条件)]と[マイクロ組織]、[マイクロ組織]と[材料特性(引張特性)]との関係をまず整理した。つぎに、これらの結果を用いて、供試材の微細粒回復組織による強化機構、ならびに微細粒回復組織の形成機構を明らかにした。

1. 試験方法

1.1 供試材

試験に用いた6061合金の化学成分は、表1に示すようにAA6061成分規格範囲のほぼ中央値である。均質化熱処理を行った後、鑄塊からφ60mm、高さ90mmの円柱状の試料を作製した。その後、試料を再加熱し、軸方向に高さ26mm(加工度71.1%)まで恒温鍛造(単軸圧縮)した。鍛造条件を表2に示す。ここで、 d は光学顕微鏡の写真から測定した肉厚方向(ST方向)の結晶粒径である。また、 d_L ならびに d_S は、SEM-EBSDの画像から測定したST方向の粒径で、 d_L は大角の境界、 d_S は小角の境界も含んだ粒径である。 ρ はTEM写真から測定した

表1 供試材の化学成分

Table 1 Chemical compositions of 6061alloy specimen (mass %)

Alloys	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti
Specimen	0.74	0.22	0.23	-	0.96	0.12	-	0.02
Standard (AA6061)	0.40 -0.80	≤0.7	0.15 -0.40	≤0.15	0.80 -1.20	0.04 -0.35	≤0.25	≤0.15

^{*1} アルミ・銅事業部門 大安工場 鋳鍛研究室 ^{*2} アルミ・銅事業部門 大安工場 サスペンション部 ^{*3} アルミ・銅事業部門 真岡製造所 アルミ板研究部 ^{*4} 神鋼自動車アルミ部品(蘇州)有限公司

表2 鍛造条件とマイクロ組織パラメータ

Table 2 Testing conditions of hot forging and microstructural parameters of each specimen

Specimens	Test conditions of hot forging			Optical microscope	SEM-EBSD			TEM
	T (°C)	$\dot{\epsilon}_0$ (s ⁻¹)	Z (s ⁻¹)	d (μm)	d (μm)		s	ρ (cm ⁻²)
					d_L ($\theta \geq 15^\circ$)	d_s ($\theta \geq 2^\circ$)		
Low Z	500	2.7×10^{-4}	1.1×10^6	14	20	14	0.432	7.2×10^8
Middle Z(1)		2.7×10^{-3}	1.1×10^7	-	12	9	0.425	-
Middle Z(2)		2.7×10^{-2}	1.1×10^8	9	13	10	0.430	7.5×10^8
Middle Z(3)		2.7×10^{-1}	1.1×10^9	-	12	9	0.426	-
High Z(1)	425	2.7×10^{-1}	1.1×10^{10}	-	75	71	0.452	-
High Z(2)	365	2.7×10^{-1}	1.1×10^{11}	121	141	123	0.447	6.1×10^8
High Z(3)	310	2.7×10^{-1}	1.4×10^{12}	-	86	84	0.464	-

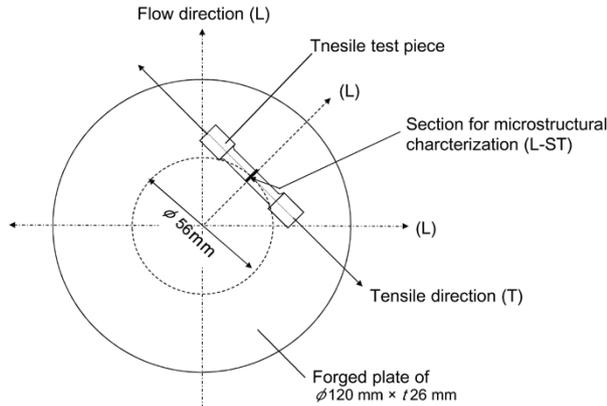


図1 試験片の採取位置

Fig. 1 Configuration of tensile test piece and section for microstructural characterization with respect to forged plate

転位密度を示す。なお、それぞれの値は平均値である。つぎに、540°Cで3hの溶体化処理を行い、25°Cの水中に焼入れを行った。その後、180°Cで8hの人工時効処理したT6材を供試材とした。

1.2 T6材の強度およびマイクロ組織の評価

供試材のマイクロ組織は、圧延方向(L方向)に対応する材料の塑性流動方向に平行な断面(L-ST面)で、主として中央部位($t/2$ 部)で行った。マイクロ組織の観察は、光学顕微鏡のほかに、SEM-EBSDならびに透過型電子顕微鏡を用いて行った。SEM-EBSDでは、各試料の方位集積の最も高い面・方位を特定するため、ODF(結晶方位分布関数)の解析も行った。また、TEMでは、人工時効析出物の観察や転位密度の測定を行った。引張試験はASTM-E8に従い、塑性流動方向と直角方向(LT方向)にひずみ速度 $3.3 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ で室温において実施した。マイクロ組織の観察部位、引張試験片の採取部位を図1に示す。引張試験片の平行部中央部が、マイクロ組織の観察部位(L-ST)に対応する。

2. 試験結果

2.1 代表的な供試材のマイクロ組織

熱間鍛造条件は、Z因子(温度補償ひずみ速度因子)を用いて整理した。Z因子は、 $Z = \dot{\epsilon} \cdot \exp(Q/RT)$ で示され、 $\dot{\epsilon}$ は初期ひずみ速度(s⁻¹)、Rは気体定数8.31(J/mol·K)、Tは温度(K)、Qはアルミニウムの自己拡散の活性化エネルギー(144kJ/mol)⁷⁾である。

Z因子の範囲のなかで、Low Z材($1.1 \times 10^6 \text{ s}^{-1}$)、

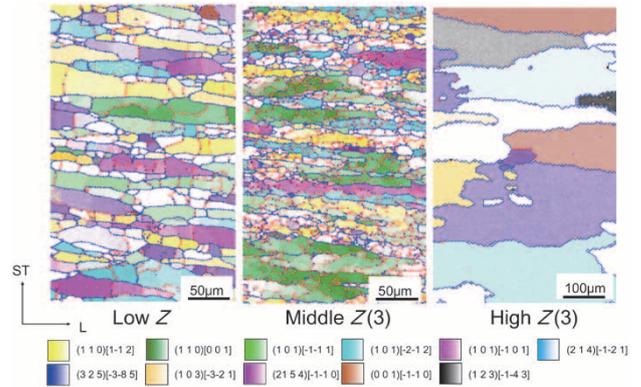


図2 供試材の結晶方位マップ(T6, 肉厚中心部)

Fig. 2 Inverse pole figure maps of three specimens after T6-tempering at $t/2$

Middle Z(3)材ならびにHigh Z(3)材($1.1 \times 10^{12} \text{ s}^{-1}$)の3種類の試料のSEM-EBSDによる結晶方位マップを図2に示す。ここで、太線(青色)は $\theta \geq 15^\circ$ 、細線(赤色)は $15^\circ > \theta \geq 2^\circ$ の方位差の境界を示す。図8、図11も同様である。Low Z材、Middle Z(3)材において、L方向の塑性流動方向に伸長な粒を形成する。これらの伸長粒は大角ならびに小角の境界に区切られた微細な粒からなることが分かる。境界の大部分は大角からなり、Low Z材、Middle Z(3)材それぞれで約78%、約73%を占める。なお、Low Z材の粒径 d_L と d_s はそれぞれ20μmと14μm、Middle Z(3)材はそれぞれ12μmと9μmである。Z因子の値が最も高いHigh Z(3)材では、境界に占める大角の境界の割合は約83%とさらに大きく、大部分が大角粒からなる粗大な再結晶粒組織である。粒径 d_L と d_s は、それぞれ86μm、84μmと粗大である。いずれの粒径も、Z因子の値が3種類の試料のなかで中間となるMiddle Z(3)材で、粒径が最も微細な組織となる。表2には、これらの粒径の測定結果を後述するマイクロ組織の各因子とともに示す。

図2の集合組織の表示は圧延集合組織と同様とし、鍛造面を圧延面に、L方向に対応する塑性流動方向を圧延方向に対応させて表示した。なお、集合組織の分類は伊藤によるものを適用した⁸⁾。Low Z材、Middle Z(3)は、回復組織で、圧延集合組織のGoss方位からBrass方位にかけての α -方位群の生成が見られる。また、 $\langle 110 \rangle // \text{ND}$ 方位に属するP方位、PP方位、RG方位の分布の割合も大きい。 $\langle 110 \rangle // \text{ND}$ 方位の比率は、Low Z材で約0.5、Middle Z(3)材で約0.7に達する。Low Z材、Middle Z(3)材は微細粒からなり、後述の図10のTEM像にも示すように回復組織(亜結晶粒)である。

一方、粗大粒再結晶組織のHigh Z(3)材には、再結晶集合組織のR-方位、立方体ならびに立方体に近い方位、また表面再結晶組織に分類されるSA方位、SF方位も観察される。せん断変形に起因する表面集合組織に分類されるRW方位からZ方位に至る $\langle 110 \rangle // \text{RD}$ の方位群の分布密度も高い。このほかに、主としてSS方位からなる β -方位群も観察される。他のHigh Z材の組織も観察したが、High Z(3)材とほぼ同様の粗大再結晶粒組織となっていた。

2.2 代表的な供試材の機械的性質⁹⁾

微細粒回復組織からなるMiddle Z材の降伏応力は345~354MPaと高い。つぎに、やや粗大な微細粒回復組織からなるLow Z材で333MPa, 粗大なほぼ再結晶粒からなるHigh Z材は最も低く308~310MPaである。

3. 考察

3.1 強化機構の推定

金属の基本的な強化機構として、固溶強化, 粒子分散強化, 転位強化, ならびに微細粒強化が挙げられる^{10), 11)}。降伏応力が高くなる原因をこれらの因子に対応付けて以下に整理を行った。High Z材, Middle Z材ならびにLow Z材の導電率(%IACS)は, それぞれ45.1%, 45.0%, 45.0%と, 試料間に差異はない。人工時効析出物のTEM写真を図3に示す。<100>方向に成長した針状のβ相と推定される時効析出物¹²⁾が見られる。各試料のβ相のサイズ, 析出密度には差異はほとんどない。また, 表2に示すように, 転位密度にも差異はほとんどない。焼鈍材のもの(10⁶~10⁸ cm⁻²)と同程度である¹³⁾。したがって, 降伏応力が高くなる原因を, これらの因子に対応付けて固溶強化, 析出強化ならびに転位強化で説明することは難しい。

そこで, High Z材, Middle Z材ならびにLow Z材を含む供試材の降伏応力σと結晶粒径dとの関係をHall-Petchの関係式(式(1))を用いて整理した結果を図4に示す。実線は大角のみの粒径d_L, 破線は小角を含めた粒径d_Sの影響を示している。また, 同図には, 中井ら¹⁴⁾の再結晶粒のみからなる試料の結果もプロットした。

$$\sigma = \sigma_0 + K_y \cdot d^{-1/2} \dots \dots \dots (1)$$

ここで, σ₀は単結晶の軟質材の降伏応力に相当する定数, K_yは転位の固着力τ_dに結び付く定数である。図4

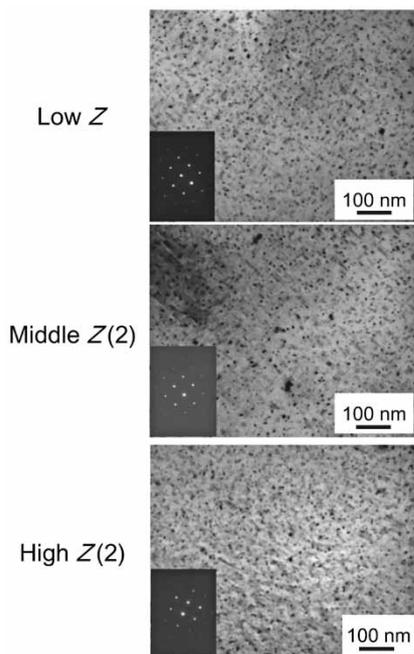


図3 供試材のTEM像 (T6, 肉厚中心部)

Fig. 3 TEM micrographs of three specimens after T6-tempering at t/2

に示すように, 再結晶粒のみからなる材料の降伏応力の粒径依存性は小さく, 粒径を最小の15μm (d^{-1/2} = 8 mm^{-1/2})まで微細粒化しても, 降伏応力の増加はたかだか数MPaと小さい。これに対して, 亜結晶粒をミクロ組織に含む材料の降伏応力の粒径依存性は大角のみで整理しても高い。すなわち, 6061-T6材は, 亜結晶粒化で降伏応力が大幅に高くなることを示す。なお, 粒径が約10μmと微細 (d^{-1/2} ≥ 9 mm^{-1/2})になると, 降伏応力と粒径 (d^{-1/2})との関係は直線上からずれる。このため, わずかな微細粒化で降伏応力は大きく増大し, Hall-Petchの関係では整理できないことを示す。

亜結晶粒の存在による降伏応力の増大には, 修正Hall-Petchの式(式(2))で説明されることが多い^{15), 16)}。式(2)において, σ₀は下部組織を含まない焼なまし材の降伏応力, kおよびmは実験定数である。

$$\sigma = \sigma_0 + k_1 \cdot d^{-p} \cdot d^{-1/2} = \sigma_0 + k_1 \cdot d^{-m} \dots \dots \dots (2)$$

図5に, High Z(3)材, Middle Z(3)材ならびにLow Z材を含む供試材において降伏応力ならびに粒径をσ - σ₀ = k · d^{-m}の式で整理し, 両対数プロットして表示

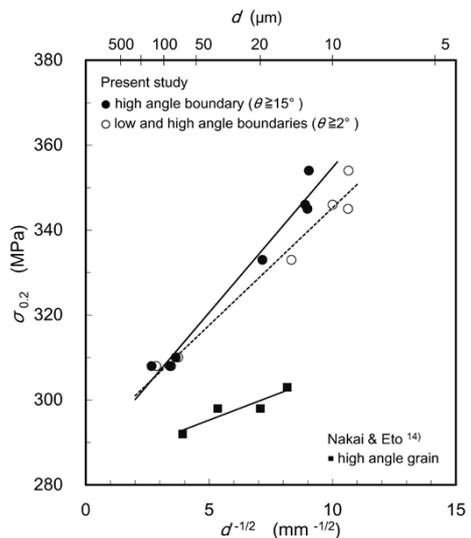


図4 供試材の降伏応力と粒径の関係

Fig. 4 Relationship between σ_{0.2} and d^{-1/2} of each specimen

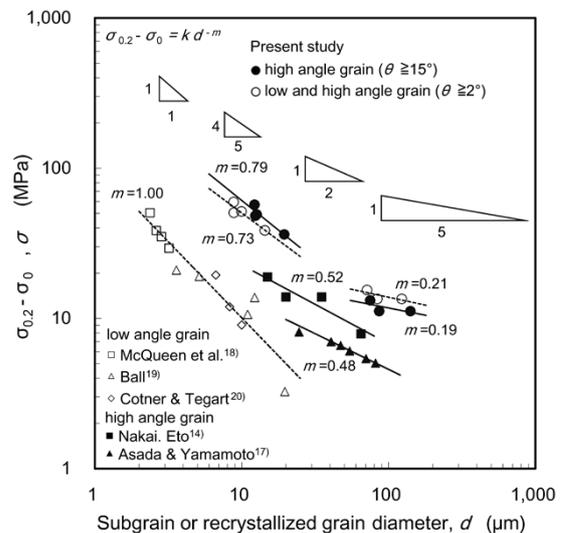


図5 供試材の降伏応力と粒径の関係

Fig. 5 Relationship between σ_{0.2} and d^{-1/2} of each specimen

した。図5には参考のため、過去の関係研究結果も併せて示した。

大角の境界からなる中井ら¹⁴⁾の再結晶材による結果、および麻田ら¹⁷⁾の大角境界からなる材料による結果では、いずれも、 m は約0.5とHall-Petchの関係に一致する。本試験結果を大角のみの境界からなる粒径 d_L と降伏応力との関係(実線)で整理すると、 m は0.79ならびに0.73と大きい。過去の関係研究^{18)~20)}においても、 $d_s \leq 10 \mu\text{m}$ で、 m は1.0と大きい。これらは、亜結晶粒界強化の方が再結晶粒微細化強化よりもはるかに有効な手段であることを示す。

しかしながら、小角の境界からなる亜結晶粒の方位差は数度(°)程度と小さい。これらの境界では、転位は堆積ではなく通過しやすいものと推定される。したがって、降伏応力がHigh Z材に比べてLow Z材で、さらにはMiddle Z材と高くなる原因を、亜結晶化するかわち小角の境界が発達することにのみ結び付けることは難しいと考える。

修正式には、ほかに転位密度 ρ 、粒径 $d^{-1/2}$ 、 d^{-1} の寄与を考慮した種々の式が提案されている。このなかで、比喜ら^{21), 22)}は、数値シミュレーションを用いて、結晶粒内の転位密度が多結晶金属材料の変形挙動に及ぼす影響を検討し、 $\sigma = \sigma_0 + k \cdot d^{-m}$ の関係式において、 m は、0.71~0.91と高い値となることを示した。この m の値は、図5に示した本試験の m の値に比較的近い。なお、数値シミュレーションでは、すべり面方位角はランダムに与えており、集合組織は考慮されていない。

図5に示した中井ら¹⁴⁾の再結晶材は、冷間圧延後にT6処理したものである。溶体化処理は、硝石炉による急速加熱工程からなる。粗大な第2相晶出物周りの強加工部を中心に、再結晶が生じるため、加工集合組織は発達し難い。一方、Low Z材さらにはMiddle Z材の亜結晶組織が発達したマイクロ組織には、図2に示すように、熱間鍛造後の回復組織が強く残存し、集合組織が発達した組織である。

そこで、降伏応力に及ぼす集合組織の影響を考慮するため、降伏応力と粒径との関係をつぎの関係式(式(3))で整理した。

$$\begin{aligned} \tau'_{\text{CRSS}} &= \tau'_{\text{CRSS0}} + k' \cdot d_{\text{slip}}^{-m} \dots \dots \dots (3) \\ \tau'_{\text{CRSS}} &= s \cdot \sigma \\ \tau'_{\text{CRSS0}} &= s \cdot \sigma_0 \end{aligned}$$

ここで、 τ'_{CRSS} は臨界せん断応力に相当する値、 s は平均シュミット因子である。 τ'_{CRSS} は降伏応力に平均シュミット因子 s を掛け合わせて算出した。 s は、各試料の引張方向(LT方向)のシュミット因子の平均値を各方位の面積率をもとに算出し、表2に示した。 τ'_{CRSS0} は、下部組織を含まない材料の臨界せん断応力に相当する値である。

High Z(3)材、Middle Z(3)材ならびにLow Z材を含む供試材において、 τ'_{CRSS} とすべり面・すべり方向の粒径 d_{slip} との関係を、図5と同様に両対数プロットして整理した結果を図6に示す。

ここで、すべり面・すべり方向の粒径 d_{slip} は、以下の

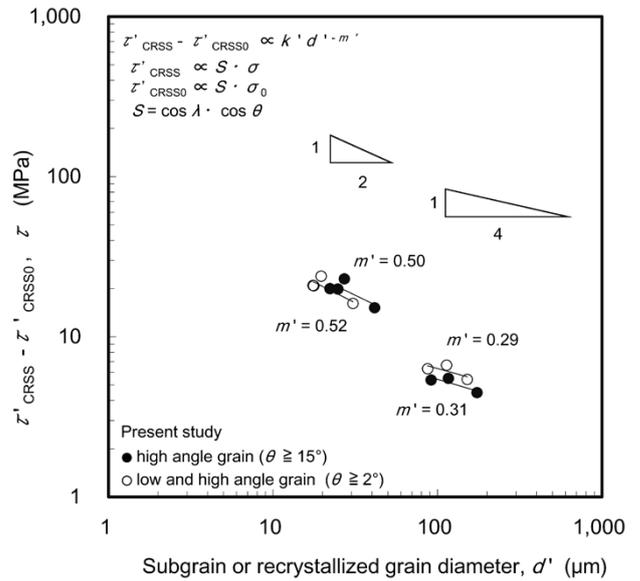


図6 供試材の臨界せん断応力と粒径の関係
Fig. 6 Relationship between τ'_{CRSS} and d of each specimen

とおりに算出した。すべり面・すべり方向と引張方向(LT)との角度を λ 、引張方向(LT)とすべり面法線との角度を θ とする。さらに、各試料を代表する結晶粒において、鍛造面(圧延面に対応)の法線とすべり面・すべり方向と角度を ϕ とする。ここで、各試料のODFで、方位集積が最も高い結晶方位 $\{hkl\} \langle uvw \rangle$ の粒を各試料を代表する結晶粒とし、この結晶粒がすべりを開始する粒と仮定した。各結晶粒のすべり面(111)には等価な面が4組、またそれぞれに $\langle 110 \rangle$ 方向は3組があり、各結晶粒には12組のすべり面・すべり方向がある。12組のすべり系の面・方位と代表粒の結晶方位 $\{hkl\} \langle uvw \rangle$ とを用いて $\cos \lambda$ と $\cos \theta$ を求め、シュミット因子に対応する $\cos \lambda \cdot \cos \theta$ を算出した。 $\cos \lambda \cdot \cos \theta$ の値が最も大きな値となる面・方位の組み合わせを、各試料を代表するすべり面・すべり方向とした。このすべり面・すべり方向と代表粒の鍛造面の法線との角度 ϕ から $\cos \phi$ を求め、肉厚方向(ST方向)の粒径 d を用いて、 $d/\cos \phi$ から、すべり面・すべり方向の粒径 d_{slip} を算出した。

これより、図5において $d_L \leq 20 \mu\text{m}$ で0.79~0.73と高い値を示した m は、集合組織を考慮して整理した図6では、大角境界の粒径 d_L の場合で $m' = 0.50$ 、小角の境界も含めた粒径 d_s の場合では、 $m' = 0.52$ といずれもほぼHall-Petchの関係となる。

したがって、High Z(3)で、降伏応力(LT)が最も低く、Low Z材、Middle Z(3)材と、Z因子が大きくなるに従って降伏応力が高くなる原因は、熱間鍛造ならびに調質後においても回復組織が残存し、低いシュミット因子に対応する集合組織が発達したことによるものと推察される。また、集合組織を考慮した τ'_{CRSS} の粒径依存性は小さく、これは、前述のとおり、亜結晶境界では、転位は堆積ではなく通過しやすいことによるものと考えられる。

以上より、6061-T6の降伏応力の粒径依存性について、集合組織を考慮して検討した結果、従来どおりに6061-T6の降伏応力の粒界依存性は本質的には小さいことが

分かった。

3.2 微細粒未再結晶組織の形成機構

降伏応力の高いMiddle Z(3)ならびにLow Zのマイクロ組織は図2に示したように微細粒回復組織である。このようなマイクロ組織の形成には、まず加工度(相当塑性ひずみ)が大きな影響を及ぼすことが予想される。断面内の相当塑性ひずみ分布を算出した結果を図7に示す。なお、解析の摩擦係数は、実験に合わせ、供試材の断面形状と解析による断面形状とがほぼ合致する値を用いた。LowZ, MiddleZ(3)材ならびにHighZ(3)材それぞれで0.32, 0.22ならびに0.22である。試料表層部, $t/16$ 部, $t/8$ 部において、肉厚中央部と同様にSEM-EBSDによるバウンダリーマップを調査し、試料表層部から肉厚

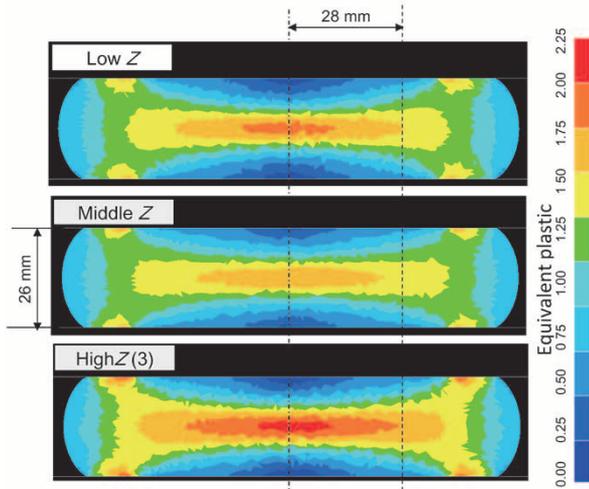


図7 供試材断面の相当塑性ひずみ分布
Fig. 7 Distribution maps of equivalent plastic strain

中心部へと相当塑性ひずみの増大に伴うマイクロ組織の変化を整理した。図8に示すように、Low Z材の表層部には、初期組織となる鑄塊組織が残存する。大角境界に囲まれた鑄塊の結晶粒は、塑性流動の方向にやや伸長化している。肉厚中心部に近づき相当塑性ひずみが大きくなるにつれて、さらに伸長化する。大角境界に囲まれた領域内には、同一粒内においても、方位差が異なる領域が形成され、大角ならびに小角の境界が新たに生じ、微細粒が形成されてゆく。この微細粒の形成過程は、grain subdivision^{23)~27)}に対応するものと推定される。塑性流動に平行な大角の境界がgeometrically necessary boundary (GNB)に、また伸長粒を区分けする大角ならびに小角の境界がそれぞれGNBならびにincidental dislocation boundary (IDB)に対応するものと推定される。微細粒化の程度は、Middle Z(3)材でより顕著で、粒径はMiddle Z(3)材の方がLow Z材よりも小さい。一方、High Z(3)の表層部でのマイクロ組織の大部分は、不定形で、大角の境界に囲まれた粗大粒からなる。肉厚中心部に近づくにつれ、さらに粗大化する。また、粒界には張り出しが見られ、ひずみ誘起粒界移動により巨大な粒へと成長したものと推定される。なお、肉厚中心部では、粒径はやや小さくなり、伸長粒化する。また、張り出しの箇所も少なくなる。

溶体化処理前後のマイクロ組織の変化を整理するため、Low Z材、Middle Z(3)材、High Z(3)材の鍛造直後、T6後のTEM像を観察した。なお、試料は鍛造終了後、室温までは空冷で冷却を行った。図9に鍛造直後のTEM像を示す。観察部位は $t/2$ 部である。いずれの供試材においても、亜結晶粒組織である。Low Z材が最も粗

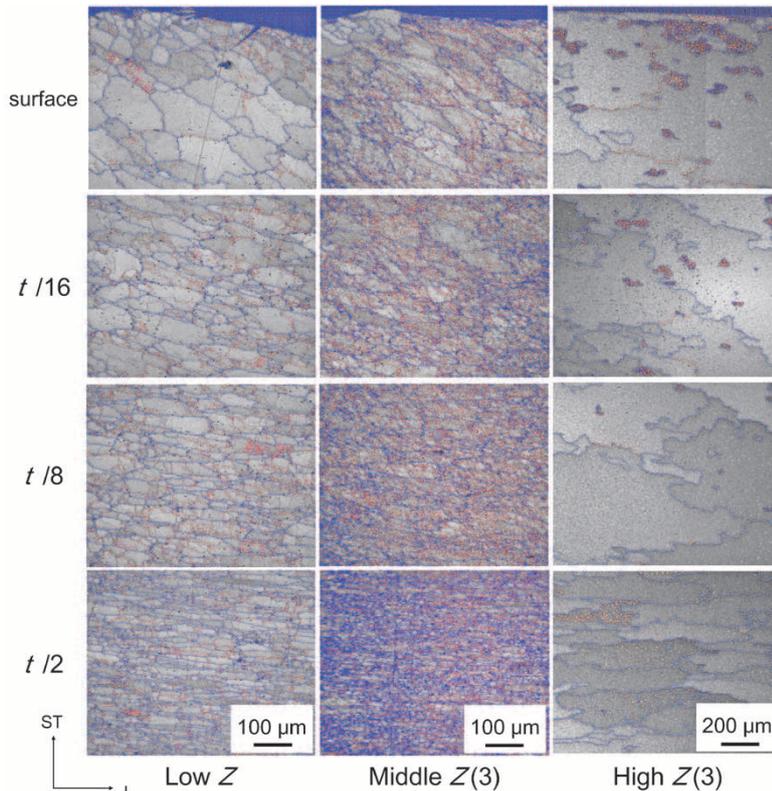


図8 供試材(T6)のバウンダリーマップ
Fig. 8 Grain boundary maps of T6-tempered three specimens

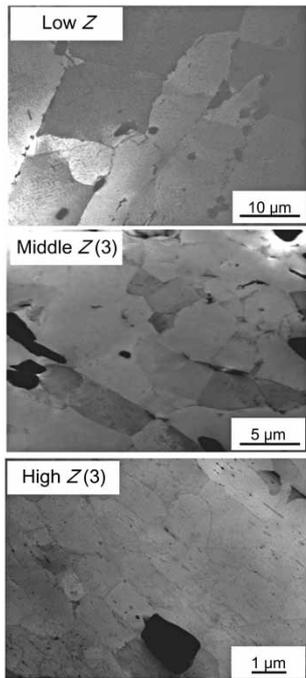


図9 供試材のTEMミクロ像（鍛造直後，肉厚中心部）
Fig. 9 TEM micrographs of three specimens after forging at $t/2$

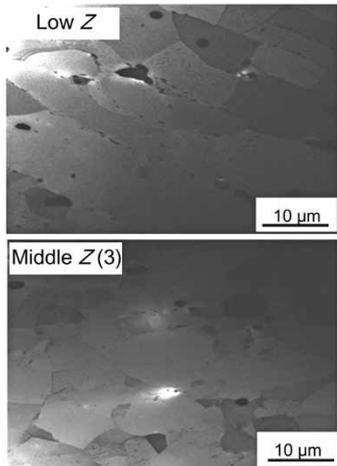


図10 供試材のTEM像（T6，肉厚中心部）
Fig.10 TEM micrographs of two specimens after T6-temper at $t/2$

大で，Middle Z(3)材，High Z(3)材の順に，粒径（平均値）は7.0, 2.4, 0.60 μm と，Z因子の値が大きくなるにつれて小さくなる。この組織の状態から，High Z(3)材で，再結晶が起こるのは，溶体化処理時の昇温中ならびに保持中であることが分かる。つぎに，図10に，Low Z材とMiddle Z(3)材のT6後のTEM像を示す。いずれも亜結晶粒組織であることが分かる。粒径（平均値）はそれぞれ7.0, 3.6 μm である。鍛造直後の微細な亜結晶粒組織は，やや成長するものの，溶体化処理後（T6後）においても維持される。

鍛造直後材のSEM-EBSDによる結晶方位マップを図11に示す。部位は相当塑性ひずみの大きい肉厚中心部 $t/2$ 部である。Low Z材ならびにMiddle Z(3)材ともに，鍛造ままのマイクロ組織は微細粒回復組織である。図2の溶体化処理後の結晶方位マップとの比較からも明らかにように，溶体化処理前後のマイクロ組織は，定性的にほぼ同様であり，マイクロ組織の変化は小さい。この傾向は，

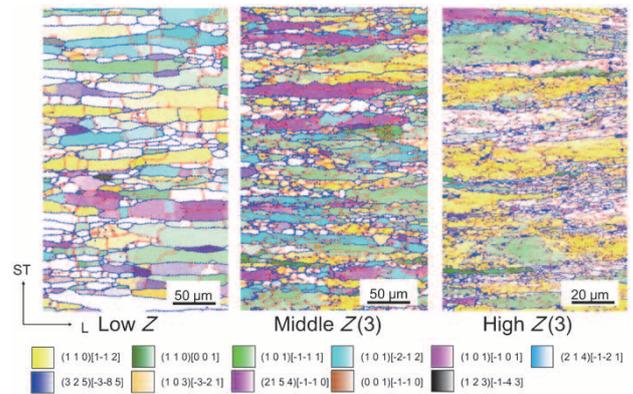


図11 供試材の結晶方位マップ（鍛造直後，肉厚中心部）
Fig.11 Inverse pole figure maps of three specimens after forging at $t/2$

Middle Z(3)材でより顕著で，溶体化処理後においても，大部分が大角の境界からなる微細粒で，Goss方位，Brass方位などの α 方位群をはじめとする $\langle 110 \rangle // \text{ND}$ 方位が発達した微細粒回復組織となる。

High Z(3)材においても，鍛造まま材のマイクロ組織は微細粒回復組織である。微細化（grain subdivisionの結果）の程度は，Zとともに顕著となり，High Z(3)材が最も微細となっている。Goss方位，Brass方位などの α 方位群をはじめとする $\langle 110 \rangle // \text{ND}$ 方位の割合は高い。

以上より，High Z(3)材の粗大な再結晶粒組織，Middle Z(3)材ならびにLow Z材のやや微細粒からなる回復組織が，形成される経緯は以下のとおりと推察される。Z因子の高いHigh Z(3)材の場合，熱間加工終了直後の転位密度は全体的に高い。肉厚中心部付近は加工度が大きく，微細粒を形成する。一部の粒は合体して少数の比較的大きな粒となりやすい。また，晶出物等の粗大な粒子周りは，転位密度が局所的に高く，再結晶の核を形成しやすい。比較的大きな粒とその周囲，および再結晶の核とその周囲との方位差は大きく，溶体化処理温度への昇温また保持に伴い粒界は移動し，周囲の亜結晶粒を蚕食し，粗大な再結晶粒へと成長する。ここで，形成される再結晶核の密度が高ければ，再結晶組織は微細となるが，本試験では，高Zの場合でも，熱間加工であり，蓄積エネルギーは低く，核の頻度が低かったため，粗大粒組織となったと考えられる。なお，High Z(3)材においても，表層部に近く相当塑性ひずみの小さな部位では，Y方位，X方位等の表面圧延集合組織に起因する集合組織が発達する。粒界には張り出しが見られることから，新たな核からなる再結晶ではなく，特定の方位の既存の粒がひずみ誘起粒界移動により粗粒化したものと推察される。

一方，Z因子の値が一定のレベル以下と小さくなると，加工終了後の転位密度は低く，再結晶の核は形成されない。ただし，肉厚中心部のように，相当塑性ひずみが一定以上と大きくなると，鍛造終了時に，grain subdivisionの機構により微細粒回復組織が形成される。鍛造後冷却途中，溶体化処理の昇温・保持中で，さらに回復が進み転位密度は低くなる。微細粒の境界の多くは大角からなり，このようなマイクロ組織は，粒界の易動度

に差異が小さく、安定と考えられる。溶体化処理による高温長時間の熱処理によっても、亜結晶粒の成長等の回復が進むのみで、基本的にはマイクロ組織にはほとんど変化を生じない。このため、T6調質後においても、圧延集合組織に対応する主としてGoss方位、Brass方位などの α -方位群をはじめとする $\langle 110 \rangle // \text{ND}$ 方位などの微細粒が多数観察されることとなる。これらマイクロ組織は、本質的には回復組織であり、供試材では、Middle Z材ならびにLow Z材が該当する。なお、鍛造直後から溶体化処理にいたる回復の進行は、extended recovery (延長回復)に対応するものと推定される²⁸⁾。

Middle Z材ならびにLow Z材においても、表層部に近く、相当塑性ひずみの小さな部位では、grain subdivisionがあまり起こらない状態で、回復が進む。したがって、溶体化処理後に、微細亜結晶粒組織を得るには、一定以上の相当塑性ひずみを伴う加工が必要である。

図11に示したように、Z因子の値が大きくなるにつれ、熱間変形終了直後の亜結晶粒の粒径は小さくなる。しかも高Zになると、grain subdivisionも起こりやすくなると考えられる。転位密度が十分に低く、再結晶が生じない場合、この関係は、溶体化処理後の粒径にも反映されることとなる。このため、Middle Z材の方が、Low Z材よりも、T6調質後の粒径が小さくなったと推察される。

むすび = 熱間鍛造の温度ならびにひずみ速度を大きく変化させて作製した6061合金の試料を用いて、マイクロ組織とT6処理後の降伏応力との関係を整理し検討した結果、以下のことが明らかとなった。

- 1) 比較的高い中間領域のZ因子の値 ($10^7 \sim 10^9 \text{ s}^{-1}$) で熱間鍛造を行うと、加工度の増大に伴い、大部分が大角粒界からなる伸長粒組織となる。またその内部は、小角ならびに大角の粒界に区分けされた微細粒が形成される。基本的には回復組織で、集合組織の集積度も高い微細粒回復組織である。
- 2) 微細粒回復組織は、溶体化処理、人工時効の高温の熱処理でも極めて安定で、回復がやや進行する程度である。T6処理後でも微細粒回復結晶となり、6061-T6鍛造材で、約350MPaの高い降伏応力(LT)の材料となる。
- 3) 集合組織の影響を、シュミット因子を用いて整理したところ、微細粒回復組織の臨界分解せん断応力の粒径依存性は小さいことが分かった。これより、微細粒回復組織の高い降伏応力は、亜結晶境界強化によるものではなく、低いシュミット因子に対応する集合組織が集積したことによるものであると結論された。
- 4) 上記より、6061-T6の降伏応力の粒径依存性について、集合組織を考慮して検討した結果、従来どおりに6061-T6の降伏応力の粒界依存性は本質的

には小さいことが分かった。これは、亜結晶境界が転位の移動の障害として再結晶粒界よりも効果が低いことに起因すると推定され、さらに亜結晶境界強化は、再結晶粒微細化強化に比べて効果的でないと結論された。

アルミニウム6000系合金材の高強度化を、[マイクロ組織]を中心にして、[組成・工程]-[マイクロ組織]-[材料特性]の関係性を明白にすることにより進めた。その結果、添加成分の増量によらず、マイクロ組織の制御で達成可能なことを示した。本知見は、高強度材の開発に重要な指針となる。他合金系にも適用し高強度材の開発を進める。

本稿の執筆にあたりましては、茨城大学工学部機械工学科教授 伊藤吾朗様からは多大なご指導をいただきました。ここに謝意を表します。

参 考 文 献

- 1) 細田典史ほか. 軽金属学会第104回春期大会講演概要. 2003, p.145-146.
- 2) 細田典史ほか. 軽金属学会第105回秋期大会講演概要. 2003, p.61-62.
- 3) 細田典史ほか. 軽金属学会第106回春期大会講演概要. 2004, p.97-98.
- 4) N. Hosoda et al. ICAA-9. 2004, p.1382-1387.
- 5) 江藤武比古. まてりあ. 1998, Vol.8, p.703.
- 6) T. Eto. Materials Science and Engineering A285. 2000, p.62-68.
- 7) 藤川辰一郎. 軽金属. 2010, Vol.60, p.314.
- 8) 伊藤邦夫. 軽金属. 1993, Vol.43, p.285-293.
- 9) 中井 学ほか. 軽金属. 2015, Vol.65, p.123-130.
- 10) 丸山公一. 高温強度の材料科学. 内田老鶴圃. 1997.
- 11) 高村仁一. 材料強度の基礎. 京都大学学術出版会. 1998.
- 12) 松田健二ほか. 軽金属. 2003, Vol.53, p.457-462.
- 13) 横堀武夫. 材料強度学. 岩波書店. 1974.
- 14) 中井 学ほか. 軽金属学会第97回秋期大会講演概要. 1999, p.37-38.
- 15) O. Kosik et al. J. I. S. I. 1971, Vol.209, p.624.
- 16) C. M. Young et al. J. I. S. I. 1973, Vol.211, p.640.
- 17) 麻田 宏ほか. アルミニウム科学技術振興委員会強度グループ委員会資料. 昭和49年2月.
- 18) H. J. McQueen et al. Met. Trans. 1970, Vol.1, p.2997.
- 19) C. J. Ball. Phil. Mag. 1957, Vol.2, p.1011.
- 20) J. R. Cotner et al. J. Inst. Metals. 1969, Vol.87, p.73.
- 21) 比喜吉一ほか. 機械学会論文集A編. 2003, Vol.69, No.679, p.523-529.
- 22) 比喜吉一ほか. 機械学会論文集A編. 2005, Vol.71, No.710, p.1292-1298.
- 23) N. Hansen et al. Metallurgical and Materials Transactions A. 2001, Vol.32A, p.2001-2917.
- 24) D. A. Hughes et al. Scripta Materialia. 2003, Vol.48, p.147-153.
- 25) N. Hansen et al. Materials Science and Engineering A 387-389. 2004, p.191-194.
- 26) 稲垣裕輔. 日本金属学会誌. 2005, p.283-290.
- 27) 辻 伸泰. 軽金属. 2012, Vol.62, p.392-397.
- 28) Humphreys, F. J. et al. Material Science and Technology. 1996, Vol.12, p.143-148.