

高強度・高靱性アルミニウム合金の開発*

森 久史**, 箕田 正***, 宮崎 悟****, 戸次 洋一郎****, 児島 洋一**

Development of High Strength and High Toughness Aluminum Alloy*

Hisashi Mori**, Tadashi Minoda***, Satoru Miyazaki****, Yoichiro Bekki**** and Yoichi Kojima**

1. 緒言

航空機、鉄道車両および自動車などの輸送機器に対し、CO₂排出量のさらなる削減が求められており、その対策として、機体、構体および車体の省エネ化と軽量化が積極的に進められている^{1),2)}。Table 1に航空機の機体材料としての要求特性を示す。

航空機では、機体に先進複合材(CFRP)が適用されつつあり、剛性確保とともに軽量化が進められている³⁾。しかし、CFRPは材料自体のコストが高い他に、大型の一体成形が困難であること、金属との接合によるガルバニック腐食の発生、金属材料の適用では問題にならなかった耐落雷性について考慮する必要がある^{4),5)}。

また、先進航空機用アルミニウム合金として開発が進められているAl-Li合金には、Liの活性化により製造が難しいこと、靱性が低いことや2次加工が難しいなどの課題が多く認められる^{5),6)}ため、航空機製造メーカーでは、汎用性および使用実績を考慮し、現行で使用されている高強度アルミニウム合金(7000系)の高性能化

に対する期待が高まっている。現在、航空機機体向け7000系アルミニウム合金の産業は、海外のアルミニウムメーカーが90%以上のシェアを占めており、国内調達材の適用が難しい分野でもある。そこで、本研究の未来開拓プロジェクト「高強度・高靱性アルミニウム合金の開発」では、次世代航空機用アルミニウム合金の国内調達の拡大を目標とし、Fig. 1に示すように伸び(靱性)を維持しながら強度に優れ、さらに高い耐食性を示す

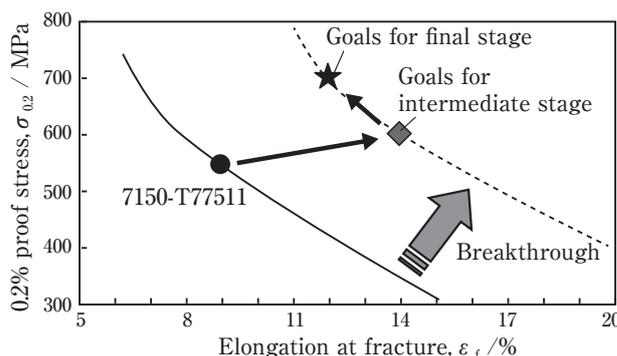


Fig. 1 Schematic diagram of research goals for this project.

Table 1 Required properties on the materials for the aircraft applications.

		Targeted alloy for this project	Al-Li alloy	CFRP	7150 Current alloy
Characteristic values	Specific strength	○ ⁺	○	◎	○
	Specific rigidity	○	○ ⁺	◎	○
	Anisotropy effects	○	△	×	○
	Impact resistant	○	○	×	○
Cost (for current materials)	1.5 times (required value)	2-4 times	More than 10 times	1 (Comparative criterion)	
Productivity	○ ⁻	△	△	○	
Safety (at processing)	○	△	Unknown	○	

* 本稿の主要部分は、軽金属, 69 (2019), 9-14に掲載。

Major part of this paper has been published in Journal of The Japan Institute of Light Metals, 69 (2019), 9-14.

** (株)UACJ R&Dセンター 第一研究部, 博士(工学)

Research Department I, Research & Development Division, UACJ Corporation, Ph. D.

*** (株)UACJ R&Dセンター 第一研究部, 博士(工学)

Research Department I, Research & Development Division, UACJ Corporation, Ph. D (Eng).

**** (株)UACJ R&Dセンター 第一研究部

Research Department I, Research & Development Division, UACJ Corporation

アルミニウム合金およびそのプロセス技術を開発することを目的としている。本報では、実施項目の簡単な概要を説明し、各項目の主要な研究成果について紹介する。

2. 研究開発項目

Al-Zn-Mg-Cu合金の機械的特性は、化学成分、熱処理組織、加工熱処理条件などに強く影響を受ける^{5),7)}。また、第二相粒子を微細分散化して高強度化するための新たなプロセス手法の適用も考えられる。本研究では、下記の項目を設けて研究を実施している。

- ・高強度・高靱性を示す最適合金設計
- ・鋳塊の水素ガス低減
- ・電磁攪拌手法による鋳塊組織微細化手法
- ・開発合金の圧延、鍛造、押出などの加工性評価
- ・熱間割れ防止に向けた等温圧延技術の開発
- ・連続ねじり鍛錬加工技術の開発
- ・含有水素、晶出物および残留応力に対する定量評価技術
- ・航空機胴体部の部分カットモデルの試作

本報では、紙面の関係上、高強度・高靱性を示す最適合金設計、鋳塊の水素ガス低減と電磁攪拌手法による鋳塊組織微細化手法、熱間割れ防止に向けた等温圧延技術、ねじり鍛錬加工技術の開発および残留応力に対する革新的な定量評価技術の確立に限定して説明した。なお、未紹介の研究については別の機会に紹介する。

3. 研究成果の紹介

3.1 高強度・高靱性を示す最適合金設計

Al-Zn-Mg-Cu合金において、亜鉛量の添加に伴い、引張強さおよび耐力は増加し、伸びが低下する傾向が

認められる (Fig. 2)。引張特性に及ぼす銅およびマグネシウムの添加量の影響を調べた結果、高強度化を示す組成範囲が認められた。

また、耐応力腐食割れ性(耐SCC性)および破壊靱性の改善にはジルコニウムの添加が有効であることを著者らが示しており、本研究においてもその結果を検証している⁸⁾。これらより高強度・高靱性を示し、耐SCC性に優れる候補合金として、Al-Zn-Mg-Cu-Zr系合金を提案した。

3.2 鋳塊の水素ガス低減方法と鋳塊組織微細化手法

3.2.1 鋳塊の水素ガス低減方法

アルミニウム合金の特性は鋳造時の溶解および溶湯処理工程に影響され、溶解時に発生した水素ガス気泡は凝固時に残留して鋳造欠陥となり、強度に強く影響を及ぼすようになる⁹⁾。Fig. 3に7075アルミニウム合金について調べた含有水素量と引張強さおよび伸びの関係を示す。強度および伸びは、含有水素量の増加に

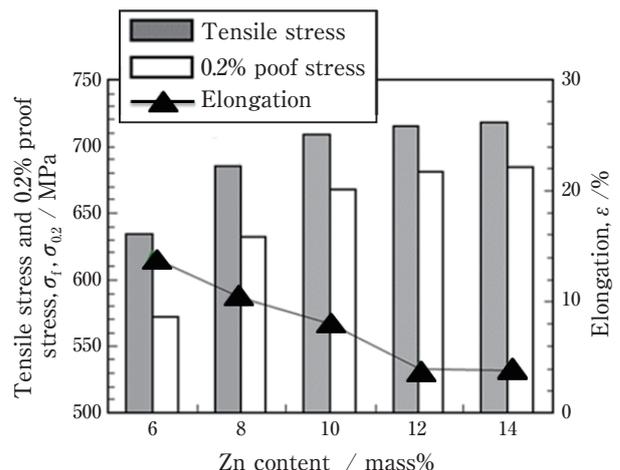


Fig. 2 Influence of the Zn content to Al-Zn-Mg-Cu alloy on the tensile properties.

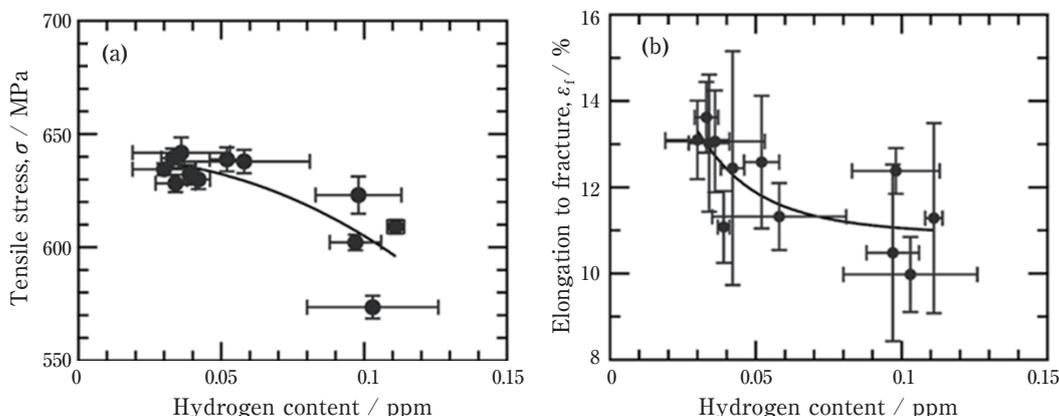


Fig. 3 Influence of the hydrogen content on the tensile property. (a) influence of the hydrogen content on the tensile stress, (b) influence of the hydrogen content on the elongation at fracture.

対して低下し、含有水素量が0.05 ppm以下ではその影響度は少ない。このことから、開発合金においても汎用材と同様に水素の影響を受けるが、強度および伸びに及ぼす含有水素量に臨界量があることを見出した。

含有水素量が機械的性質に及ぼす影響については、変形中に発生した転位の周りに集積した水素原子が応力場を緩和させることで、転位と障害物との相互作用を低下させ、強度および伸びに影響を及ぼしたと考えられるが、含有量に臨界量が見られ、さらに考察を進める必要がある¹⁰⁾。引き続き、脱水素化を図る目的で真空中において加熱処理を試み、その効果を確認した。

Fig. 4 (a) に7075合金の水素量と加熱時間の関係を示す。加熱温度および時間の増加とともに水素量は減少する傾向が認められた。加熱に伴う平衡空孔濃度の増加によりアルミニウム合金中の原子拡散が促進され、含有水素が放出したと考えられるが、Fig. 4 (b) に示すように、温度範囲を500℃以上、特に固相線温度以上に加熱を行えば、水素が合金中にトラップされて増加する。

固相線温度以上では、生成する液相に水素が拡散しやすくなり、その後の凝固でそれらが材料中にトラップされるためであると考えられる¹¹⁾。また、温度の上昇とともに液相とともにトラップされる量が増加するためであると考えられる。メカニズムについてはさら

に考察が必要であるが、脱水素には、真空中での加熱処理が有効であり、その加熱温度については十分に注意を払う必要があることが確認された。

3.2.2 鋳塊組織微細化手法

展伸材の特性は鋳造材の初期組織に強く依存すると考えられる。特に高強度・高靱性化には、鋳造組織の段階から金属組織を微細化しておくことも必要であると考えられる。一般的に鋳造組織の微細化では、微細化剤の添加で異質核生成を利用した方法で行われる¹²⁾。

本研究では、鋳塊の結晶粒および晶出物の微細化に対する電磁攪拌手法の適用とその実用設備への設計に向けた取り組みを進めている。電磁攪拌手法は、昔から溶解炉のスラグ除去法などに利用されていたが、結晶粒微細化にも有効であるとされる^{13), 14)}。そこで、電磁攪拌手法を鋳造装置に設置し、開発合金の鋳造に対する微細化効果の確認とその大型ビレットへの適用について研究を進めている。

小型試験炉で加熱したるつぼを電磁電磁攪拌しながら凝固させた試験材の金属組織をFig. 5およびFig. 6に示す。攪拌は正転・逆転を繰り返すような形で印加しており、時間(t)は反転周期を示している。

電磁攪拌の適用の有無と結晶粒および晶出物の状態

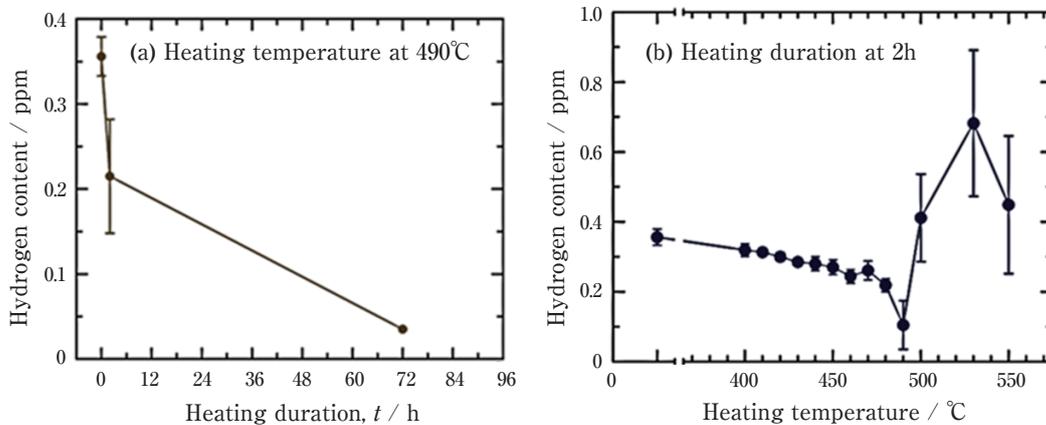


Fig. 4 Influence of heating duration and temperature on the hydrogen content under vacuum. (a) influence of heating duration, (b) influence of heating temperature.

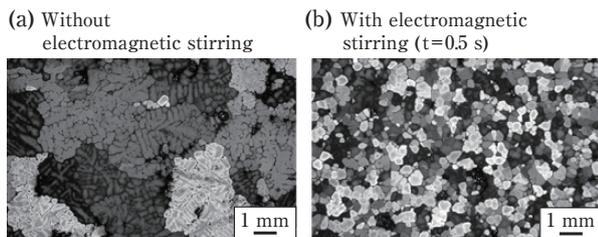


Fig. 5 Effect of application of the electromagnetic stirring method on the grain size of the developed alloy ingot.

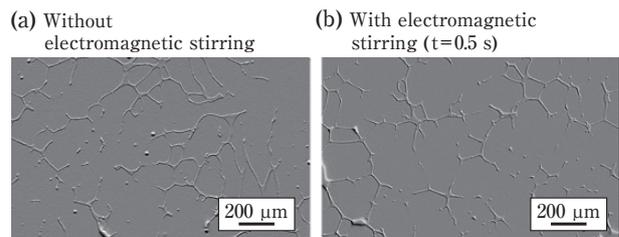


Fig. 6 Effect of application of the electromagnetic stirring method on the precipitations of the developed alloy ingot.

を比較した結果、結晶粒は電磁攪拌を適用した場合には微細化した。しかし、晶出物への効果については、結晶粒の微細化の傾向ほど顕著には認められなかった。また、Fig. 7に小型連続铸造機に電磁攪拌の装置を組み込んで铸造して得られた試験材の金属組織を示す。前述のるつぼ実験と同様に、適切な電磁攪拌を付与することで、铸塊結晶粒の微細化効果があることを確認した。電磁攪拌による微細化のメカニズムとしては、固相と液相の電気抵抗値の違いに起因して、固相と液相に働く電磁力が異なり、固液間で生じた相対運動による摩擦力で微細分断したためであると考えられる。現在、電磁攪拌の条件（トルク，抵抗力）などの基礎検討を行い、大型ピレットの試作に対する電磁攪拌手法の適用への課題の抽出を行っており、さらに各種攪拌パラメータを独立・精密に制御できるような電磁攪拌専用装置（電磁コイル）の試作を検討している。

3.3 熱間割れ防止に向けた等温圧延技術の開発

高強度・高靱性アルミニウム合金の圧延板材を作製するためには、板材の集合組織と安定なサブグレイン組織を得る必要がある。それに対し、連続的に高い加工度が得られる手法と圧延中の板面内の温度分布を一定にする手法が必要になる。この検証に基づいて等温圧延装置を開発した。Fig. 8に等温圧延装置の模式図を示す。装置には、圧延途中で板材を切断できる装置、温度分布の不均一性を防ぐための中間加熱装置およびロールの均質加熱装置のそれぞれを設置している。Fig. 9に開発合金を当該圧延機で圧延して熱処理を行い、引張試験を行った結果を示す。開発合金では引張強さが750 MPaであり、伸びは12%を示し、開発合金の幅広材（大型材）では引張強さが730 MPaを示した。7150-T77511 処理材のAMS（米航空宇宙材料）規格（強度 570 MPa, 伸び8%）に対し、強度は30%程度高く、

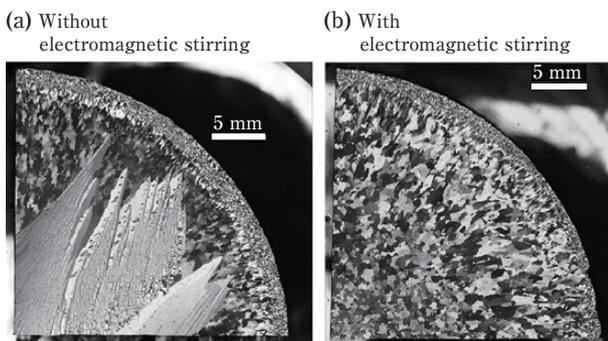


Fig. 7 Effect of application of the electromagnetic stirring on the cross-sectional microstructure of the developed alloy billet casted using a small casting furnace.

伸びは規格を満足している。等温圧延およびその後の時効処理により、結晶粒の微細化・繊維状組織化と晶出物の微細分散化したことが、延性を低下せずに高強度化を可能にしたと考えられる。また、別途実施した耐食性評価では、良好な耐剥離腐食特性を示した。

3.4 連続ねじり鍛錬加工技術の開発

金属組織は加工ひずみの導入と熱処理により微細化するが、素材内部へ均一に加工ひずみを導入するのは困難である。これに対してねじり負荷は素材内部へ均一にせん断ひずみを導入することが可能であり、ねじり変形を押し出し加工に併用して高性能化するなどの試みがなされている¹⁵⁾。本研究では、連続ねじり鍛錬加工（continuous rotation evolutionary control : CREOTM処理^{16), 17)}についての検討を行った。

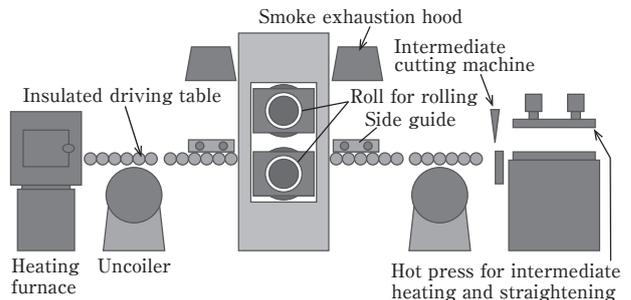


Fig. 8 Schematic diagram of the isothermal rolling on equipment developed in this research.

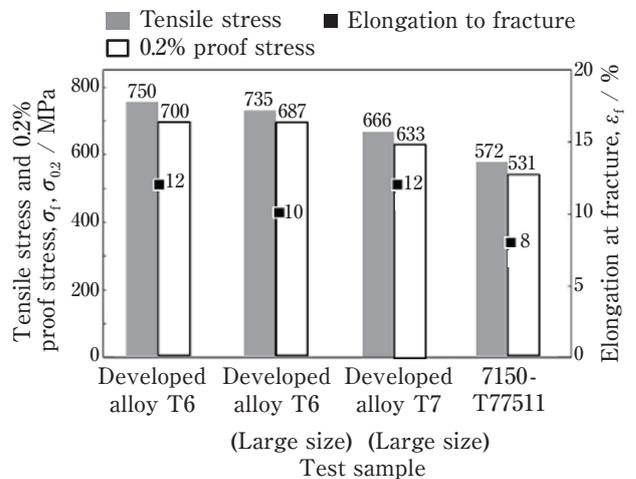


Fig. 9 Tensile properties of the developed alloy and the comparison with 7150 alloy.

3.4.1 連続ねじり鍛錬加工処理 (CREO™ 処理)

Fig. 10 に連続ねじり鍛錬加工の模式図を示す。連続ねじり加工は、丸棒状のビレットに張力を与えると同時に、局所的に加熱しながら全体的にねじりトルクを与える方法である¹⁶⁾。この方法により、均一なねじり歪を中心部にまで導入することができ、晶出物などが微細化できることを特徴としている¹⁶⁾。これまで Al-Mg 合金の非熱処理型合金に連続ねじり鍛錬加工 (CREO™) 処理を行ない、結晶粒の微細化によって高強度化と高延性化に効果があることが示されている^{16), 17)}。本研究では、Al-Zn-Mg-Cu 系合金の熱処理型合金に適用し、ねじり鍛錬加工の効果と有効な処理工程について確認した。

3.4.2 連続ねじり鍛錬加工による高強度・高延性化の検証

Fig. 11 に結晶粒および晶出物の形態に及ぼす連続ねじり鍛錬加工の影響を示す。連続ねじり鍛錬加工後の結晶粒および晶出物は、ねじり加工を行わない素材と比較して微細に分散している状態にあることを認めた。面内せん断変形に伴う歪および加熱により、結晶粒および晶出物が機械的に粉碎されたとの報告^{18), 19)}があり、本研究で示された結果も妥当であると考えられる。

次に、連続ねじり鍛錬加工を効果的に活用するため、均質化処理と連続ねじり鍛錬加工の工程順について検証を行った²⁰⁾。工程順では、鑄塊に均質化処理を行い、押出加工、溶体化処理および時効処理を行う工程 (ねじり鍛錬加工を行わない場合；①とする)、均質化処理と押出加工の間にねじり鍛錬加工を行う事例 (②とする)、鑄造後 (造塊) 材に直接ねじり鍛錬加工を行い、その後、均質化処理、押出加工、溶体化処理および時効処理を行う事例 (③とする) を検証した。

Fig. 12 にねじり鍛錬加工の工程パターンおよびそれぞれのパターンで加工および作製した 7150-T6 材の試験材の引張試験の結果を示す。引張強さおよび耐力は

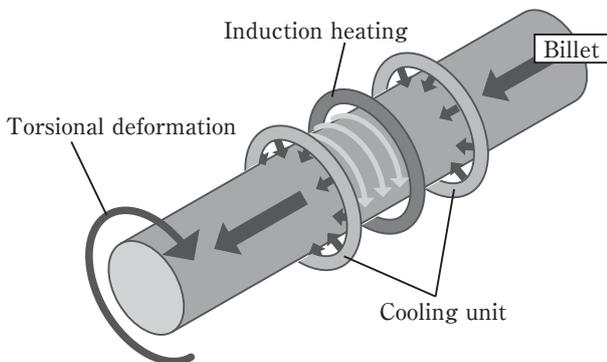


Fig. 10 Schematic diagram of the continuous torsion forging (CREO treatment).

①<②<③であったのに対し、伸びは、①>②=③であった。これら結果から、鑄塊に対して直接、ねじり鍛錬加工を行い、その後に均質化処理を行う工程が、ねじり鍛錬加工処理の効果を最も引き出せることが示された。今後は、ねじり鍛錬加工と金属組織や疲労強度との関係を評価する。さらに、実用化に対するねじり鍛錬加工の適用の検討にあたり、装置の大型化を検証する予定である。

3.5 残留応力に対する定量評価技術

航空機部品は、板や部材を接着またはリベット結合で接合して作製されていたが、最近では、厚板を使用し、厚板を切削加工し、一体成形で作製されていることが多い。この方法では、工程数およびコストの削減に効

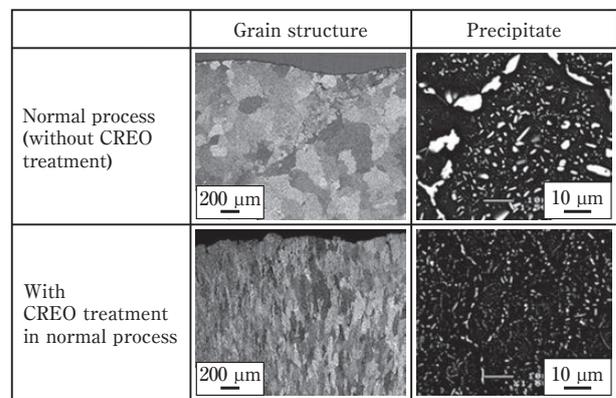
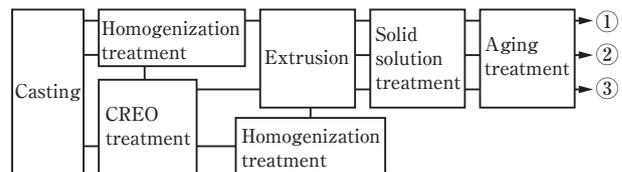


Fig. 11 Effect of the continuous torsion forging on the morphology of the crystal grains and the precipitates in Al-Zn-Mg-Cu-Zr alloy.

(a) Verification pattern of CREO treatment in the process sequence



(b) Tensile test result

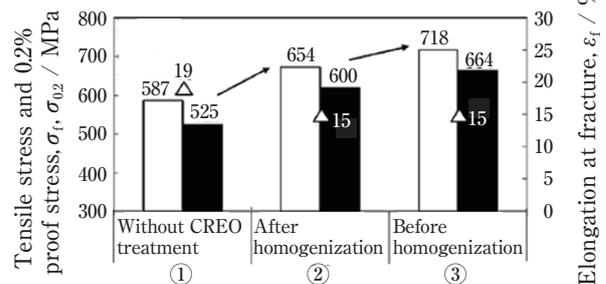


Fig. 12 Process order of CREO treatment on 7150-T6 and tensile test result of the specimens obtained by each method.

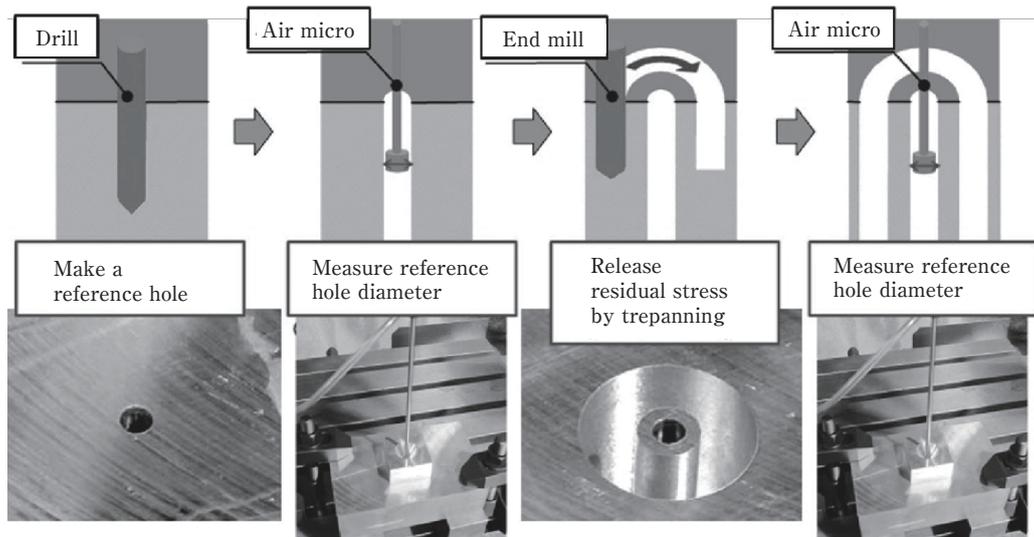


Fig. 13 Procedure for the residual stress measurement by the deep hole drill (DHD) method.

果があるが、切削中に部材が変形して歩留まりが低下することがある。このような切削加工中の変形を律速する要因に素材内部の残留応力の影響が考えられる。一般的に残留応力測定は、X線法で行われている²¹⁾。X線法は汎用的であるが、深さ方向に対する分布測定は極めて困難である。そこで、厚板内部に対する表面および内部の残留応力分布を連続的に得る方法として深穴穿孔法 (DHD法) の適用が考えられる²²⁾。

本研究では、DHD法を用いて厚板の定量的な残留応力分布を測定する方法の検討を行っている。

3.5.1 DHD法による残留応力測定方法

Fig. 13にDHD法による残留応力測定の手順を示す²¹⁾。最初に基準穴を加工して穴径を求め、基準穴周辺に切削加工 (トレパニング加工) を行い、トレパニング加工後の基準穴径の穴径を求める。残留応力は、基準穴径の差から変位を計算し、弾性論から導出された理論解に代入して求められる。

3.5.2 残留応力分布の評価

Fig. 14にDHD法によって測定した7050の厚肉板材の水焼き入れ材 (以降WQとする) および冷間鍛造による圧縮矯正材 (以降FSとする) の残留応力分布を示す。また、残留応力の板厚方向に対する分布及び絶対値の精度を評価するために中性子回折法²³⁾によって残留応力を測定した結果も示す²⁴⁾。DHD法によって得られた残留応力の分布は中性子回折で得られた結果とほぼ同一の傾向を示した。また測定値もばらつきが大きいのが概ね一致した。この結果より、DHD法で得られた残留応力の分布及び測定値は妥当であると考えられる。また、この測定結果に基づいて評価すると、WQおよび

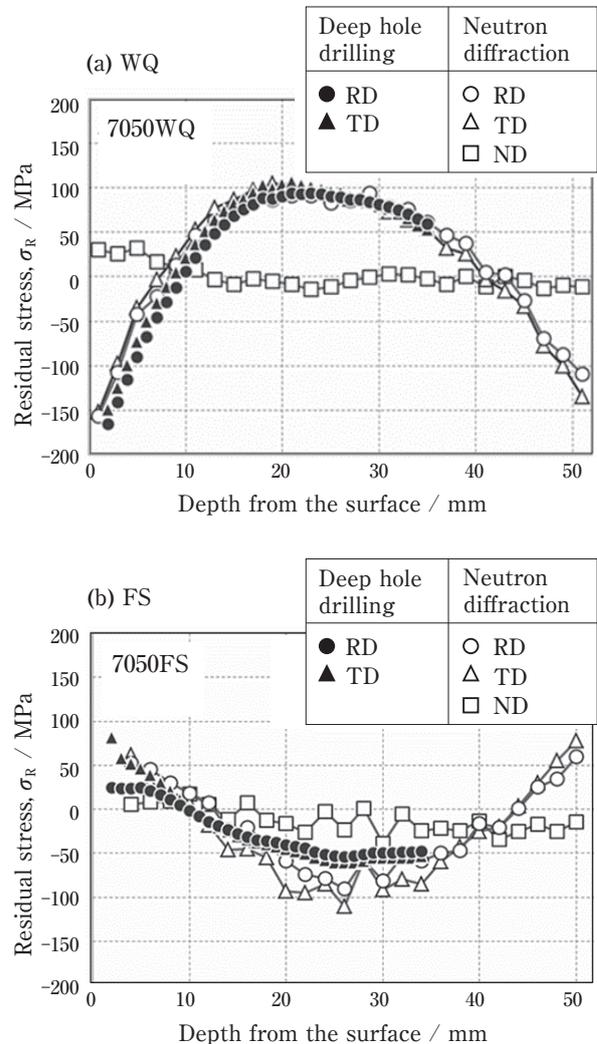


Fig. 14 Residual stress distribution of 7050 of WQ and FS samples measured by DHD method and Neutron diffraction method²⁴⁾.

FSでは板厚方向に対する残留応力の発生傾向には相違が認められることが分かり、DHD法は厚板材の残留応力の測定に有効であることが示された。

このような残留応力の相違は、材料の処理時の金属組織および内部応力の変化が主に影響していると考えられ、今後は材料の処理方法と残留応力の発生原因について調べる予定である。

4. 結 論

本研究では、高強度・高韌性のアルミニウム合金およびそのプロセス技術の開発を進めるために、合金設計、溶解鑄造技術、プロセス技術および評価技術について検討した。これまで得られた成果をまとめて下記に示す。

- (1) 高強度・高韌性および良好な耐食性を示す合金組成として、Al-Zn-Mg-Cu-Zr系合金を提案した。
- (2) 引張強度および伸びは含有水素量の増加とともに低下するが、含有水素量が0.05 ppm以下では影響しない。また、含有水素量は、真空加熱を行うことにより拡散律速により放出されて減少するが、共晶温度以上に加熱すると水素が吸着して増加することが分かった。
- (3) 電磁攪拌法の適用により結晶粒は微細化するが、晶出物の顕著な微細化効果は認められなかった。
- (4) 開発した等温圧延装置を用いて開発合金を圧延加工し、その熱処理材に引張試験を行った結果、延性を維持しながら高強度および耐食性を示すことを確認できた。
- (5) 連続ねじり鍛錬加工を行うことにより結晶粒および晶出物が微細化することを確認し、ねじり鍛錬加工の適用は有効であると考えられた。また、連続ねじり鍛錬加工の工程順も重要であり、直接鑄塊にねじり加工を行ない、その後均質化処理を行う工程が効果的であると考えられる。
- (6) 7050の厚板の水焼き入れ材および冷間鍛造による圧縮矯正材にDHD法及び中性子回折法を用いて残留応力測定を行った。その結果、DHD法で得られた残留応力測定値は妥当であることが認められた。また、厚板の残留応力は、材料の加工履歴に強く影響していることが分かった。

今後は、実用化を目的として、開発合金の大型材の鑄造技術、電磁攪拌手法の大型材製造への適用、高精度の残留応力測定技術開発、ねじり鍛錬加工などのさらなる検討を行い、大型部素材用の開発や、航空機部素材の試作を行う予定である。

謝辞

本研究は、国立研究開発法人 新エネルギー・産業技術総合開発機構 (NEDO) の支援を受けて実施した。

参考文献

- 1) 高橋洋二, 大塚敬, 原田昌彦, 関恵子, 福塚祐子: 日本物流学会誌, **13** (2005), 123-130.
- 2) 杉本幸弘: 溶接学会誌, **87** (2018), 66-70.
- 3) 金原 勲: 日本船舶海洋工学会誌, **26** (2009), 2-6.
- 4) 森本哲也: 溶接学会誌, **87** (2018), 62-65.
- 5) 中沢隆吉, 伊原木幹成: Japan Forging Association, **45** (2014), 17-27.
- 6) 宮木美光, 日野光雄, 江藤武比古: 軽金属, **36** (1986), 697-704.
- 7) 岩村信吾, 箕田正, 吉田英雄: 軽金属, **60** (2010), 75-80.
- 8) 吉田英雄, 林稔, 箕田正, 則包一成: UACJ Technical Reports, **3** (2016), 74-91.
- 9) 大塚良達: 軽金属, **44** (1994), 461-471.
- 10) H.K. Birnbaum and P. Sofronis: Mater. Soc.Eng. A, **176** (1994), 191-202.
- 11) 大西忠一: 軽金属, **39** (1989), 235-251.
- 12) 渡辺義見, 佐藤尚: 軽金属, **64** (2014), 157-163.
- 13) 三谷和久, 西山智彦, 沢田和一, 藤尾俊一: 鑄造工学, **69** (1997), 610-613.
- 14) 西村章, 川野豊: 軽金属, **33** (1983), 82-88.
- 15) 水沼晋: 塑性と加工, **50** (2009), 186-191.
- 16) K. Nakamura, K. Neishi, K. Kaneko, M. Nakagaki and Z. Horita: Mater. Sci.Forum, **503-504** (2006), 385-390.
- 17) K. Nakamura, K. Neishi, K. Kaneko, M. Nakagaki and Z. Horita: Mat.Trans, **45** (2004), 3338-3342.
- 18) 久米裕二, 本橋雅和, 小橋 眞, 金武直幸: 塑性と加工, **57** (2016), 468-472.
- 19) 久米裕二, 小橋眞, 金武直幸: 塑性と加工, **48** (2007), 1007-1011.
- 20) 菅野能昌, 宇田川智史: 軽金属学会第134回春季大会講演概要集 (2018), (一社) 軽金属学会, 49-50.
- 21) 土肥修, 佐藤恭博: 日本機械学会論文集, **36** (1970), 1413-1420.
- 22) 三上隆男: 検査技術, **57** (2017), 18-25.
- 23) 林真琴: 日本機械学会論文集 A編, **67** (2001), 363-369.
- 24) 宮崎悟, 森久史, 田中宏樹: 軽金属学会第136回春季大会講演概要集 (2019), (一社) 軽金属学会, 121-122.



森 久史 (Hisashi Mori)
(株)UACJ R&Dセンター
第一研究部 博士(工学)



戸次 洋一郎 (Yoichiro Bekki)
(株)UACJ R&Dセンター
第一研究部



箕田 正 (Tadashi Minoda)
(株)UACJ R&Dセンター
第一研究部 博士(工学)



兒島 洋一 (Yoichi Kojima)
(株)UACJ R&Dセンター
第一研究部 博士(工学)



宮崎 悟 (Satoru Miyazaki)
(株)UACJ R&Dセンター
第一研究部