



第18回軽金属学会賞

超々ジュラルミン開発の伝統を受け継いで — 超塑性材料の研究開発から学んだこと —*

吉田 英雄**

18th Japan Institute of Light Metals Medal

Inheriting the Spirit Cultivated in the Development of Extra Super Duralumin: My Study about Microstructural Control in a Superplastic ESD Aluminum Alloy*

Hideo Yoshida**

1. はじめに

このたびは、軽金属学会賞の荣誉に浴するにあたり、感謝の意を表するとともに、関係各位に厚く御礼申し上げます。軽金属学会賞が民間企業の研究者に与えられるのは、著者の入社当時の直属の上司であった馬場義雄博士以来15年ぶり、馬場博士を目標に研究してきた著者には感慨深いものがある。今回の賞は企業の研究者ももっと頑張れという期待がこめられた受賞だと自覚している。

さて、著者は昭和50年、旧住友軽金属入社で、世の中はオイルショックで就職はしたものの自宅待機の会社もあった。当時、住友軽金属は山形県酒田市に最新鋭の製錬所を立ち上げたばかりで、その後どうなるかと心配していたが、結局採算が取れず、7年後の1982年、アルミニウム製錬を全面停止し、現在はその跡形もない。当時、古河アルミニウムも福井にアルミニウム製錬工場を計画していたが、当時の情勢を受けて中止として圧延にシフトし、世界でもトップレベルの圧延工場を作り上げた。福井に大型広幅厚板が生産できる工場ができたため、住友軽金属は、厚板では競争力がなるとみて名古屋工場を薄板専用工場にシフトさせ、設備の大型化と合理化で市場に対応してきた。2003年、古河アルミニウムもスカイアルミニウムと合併し、古

河スカイとなった。2013年には、住友軽金属はその古河スカイと合併し、(株)UACJとなり、アルコア、ノベリスに次ぐ世界第三位の会社となってグローバルでメジャーな会社として世界に打って出ようとしている。古河スカイの母体であった古河電工も住友軽金属の母体であった住友金属も戦前はともにジュラルミンをはじめとして航空機用アルミニウム材料を生産していた会社であり、戦後は缶、印刷板、自動車材などで同じユーザーを相手にともに競争していた会社で、不思議な因縁でもあるが、世界で戦おうとすれば必然であったかもしれない。

ここでは、戦前のジュラルミンから超々ジュラルミンまでの航空機用アルミニウム合金開発の歴史および戦後の開発の歴史や、著者の研究の出発点となった超々ジュラルミンの超塑性材料開発を振り返りながら、超々ジュラルミン開発の伝統がどう引き継がれてきたか、また引き継がれるべきか先輩たちの残した言葉をもとに述べることにする。

2. 超々ジュラルミン開発の歴史^{1)~5)}

2.1 ジュラルミン

1906年、ドイツのウィルム(ヴィルム, Wilm)は偶然に見えられた時効硬化現象をもとに、1907年 Al-Cu-

* 本稿の主要部分は、軽金属 65(2015), 345-355.に掲載。

The main part of this paper has been published in Journal of Japan Institute of Light Metals, 65(2015), 345-355.

** (株)UACJ 技術開発研究所

Research & Development Division, UACJ Corporation

Mg合金の特許を申請した。その後1909年、ウイلمはデュレナ・メタルヴェルケ社とともにAl-4%Cu-0.5%Mg-0.5%Mn合金をジュラルミン (Duralumin) と名付けて、その工業化に成功した。早速英国ヴィッカーズ社はこの合金の工業的価値を見出し、1910年英海軍飛行船に使用した。1914年にはドイツもツェッペリン飛行船の骨格に採用した。折しも第一次世界大戦が勃発した時期でもあり、ドイツは飛行船をイギリスやフランスなどの連合国への空襲に利用した。空襲に出撃した飛行船の中には高射砲や飛行機で撃墜されたものもある。1916年、日本や米国の海軍はこの撃墜された飛行船の残骸を母国に持ち帰って、すぐに住友伸銅所やアルコアに調査させた。Fig. 1はロンドン郊外で撃墜された飛行船の骨材の一部で、海軍から住友伸銅所に送られてきたもので、現在UACJ技術開発研究所に保管されている。奇しくも、同年、住友伸銅所に、「自身で研究開発しなければ、何時までたっても外国の下位に立たねばならない」、「工場に研究が専属することによって、官立の試験所では出来ないような工場規模

の研究が行える」として、日本で最初に民間会社に研究課が設けられたばかりである。住友は残骸の分析結果や英国金属学会誌の文献をもとに、工場における試作研究を開始し、1919年工場試作が完了し、「住友軽銀」(ジュラルミンとルビがふられた)と命名された。これはCu 4%, Mg 0.5%, Mn 1.0%を含む合金である。1921年、横須賀海軍工廠から飛行船用に1トン余り受注し工業生産したが、当時の住友のジュラルミン製造技術は極めて初歩的なもので、外国人の指導を仰いだ。1922年には、日本は戦勝国となり、ドイツから賠償の一部として軽合金製造技術の伝習を受けるために習得団がデュレナ・メタルヴェルケ社に派遣され、住友から4名参加した。1926年、古河電工も陸軍航空本部の命令でジュラルミンの試作を始め石川島造船所に納入した⁶⁾。一方、アルコアもまた1916年フランスで撃墜された飛行船の残骸を分析し、すぐにジュラルミンと同等の引張強さ44 kg/mm²(430 MPa)、耐力28 kg/mm²(270 MPa)、伸び22%を有する合金17S (Al-4%Cu-0.5%Mg-0.5%Mn)を商品化し、米国海軍の飛行船シェナンドア一号に供した。1922年には17Sがメインで、年間25000トンの高強度板の生産が可能となった⁷⁾。



Fig. 1 Part of frame of Zeppelin Airship shot down near London, brought into Japan by Japanese Navy and stored in UACJ Corporation¹⁾.

2.2 超ジュラルミン

ジュラルミンが出てくると、さらに軽量化のために高強度合金が要求されるのは必然で、世界各国でジュラルミンの強度を上回る超ジュラルミンの研究開発が行われた。当時の超ジュラルミンはジュラルミンの強度を超える合金は合金系を問わず超ジュラルミンと呼ばれた。超ジュラルミン (Super-Duralumin) という名称を最初に用いたのは、アルコアのジェフリースで、1927年米国機械学会で高強度合金について報告したのが最初だと言われている⁸⁾。その翌年1928年、アルコアは17Sにけい素を添加した14S (Al-4.4%Cu-0.4%Mg-0.9%Si-0.8%Mn)を開発した。この合金は焼入れ焼戻し (T6) 後で引張強さ49 kg/mm²(480 MPa)、耐力42 kg/mm²(410 MPa)、伸び13%が得られた。しかし、伸びが17Sに比べて低いために加工性に劣ることが問題とされた。このためアルコアは1931年、けい素を含まずMgを増やした24S (Al-4.5%Cu-1.5%Mg-0.6%Mn)を開発した。24S-T3は引張強さ49 kg/mm²(480 MPa)、耐力35 kg/mm²(340 MPa)、伸び18%が得られたため、17Sは24Sに取って代わられた。現在では超ジュラルミンというと24Sを指すことが多い。この合金は、T3と称して焼入れ後の歪み矯正や残留応力低減のために数%の引張加工や冷間圧延を行うが、このことで耐力も増加している。また耐食性向上のため、純アルミニ

ウムを皮材としてクラッドした板材 Alclad 24S-T3が開発され、飛行機の胴体スキンの材料として今なお用いられている。

日本においても超ジュラルミンの研究がなされ、1934年、住友は欧米の情報をもとにけい素を添加した超ジュラルミン、SD (Al-4.2%Cu-0.75%Mg-0.7%Mn-0.7%Si)、さらにSA1 (Al-1.2%Mn-0.8%Cu) を被覆したクラッド材SDCを開発し、1935年には陸海軍の規格に登録された。その一方で、海軍航空本部は米国の24Sにも注目していて、1933年にはアルコアの24Sを住友に調査させていた。1935年には住友は24Sとそのクラッド材の工業生産を開始し、SDおよびSDCは24Sをベースとした合金に転換され、皮材もSA1からSA3 (Al-1.5%/Mn-0.55%Mg) 合金に変更された。この合金の押出材は1936年の九六式艦上戦闘機の主翼に採用された。14S系超ジュラルミンから24Sに転換した背景には、焼戻しが必要とすることでコストが高くなることや、14S系がT6で使用するために、24S-T3に比べて伸びが比べて小さくなることや粒界腐食性が劣るといった性能面での問題があった。住友が純度の高い地金を用いる24S系に容易に踏み切れなかったのは、当時、満州の礬土頁岩や朝鮮半島の明礬石から製錬した国産アルミニウム地金には不純物が多い問題もあったようである⁹⁾、¹⁰⁾。1935年、台湾の高雄に日本アルミニウムのアルミナ、電解工場が設立され、オランダ領ビンタン島からのボーキサイトが入手できるようになって、不純物の問題は解消された。しかし、1940年5月にオランダがボーキサイトの禁輸措置を講じたことが引き金となって、日本軍の仏印進駐の一因となり太平洋戦争に突入



Fig. 2 Dr. Isamu Igarashi (1892-1986).

したとも言われている¹⁰⁾。

2.3 超々ジュラルミン

住友としては超ジュラルミン開発でアルコア24Sの発明に遅れをとったこと、さらに高強度材料の開発を軍から求められていたこと、また同業他社からも高強度合金開発の発表があったことから、高強度合金開発に拍車がかかった¹¹⁾。その開発のため五十嵐勇博士 (Fig. 2) に白羽の矢が立った。24Sの製造が始まった1935年の8月10日に開発開始の宣言がなされた。Fig. 3はその報告書「強力軽合金の探求 No. 1」の表紙である。その報告書の概要には「最近、日本電工75 kg/mm² (740 MPa) 軽合金の声が高い。果たして、それが何物であるかは本年中頃にはわかって来る。が、周囲の時勢はその余裕を許さない。命を受けて、ここに強力軽合金の探求を始める。幸いなる哉、時に北原五郎君の

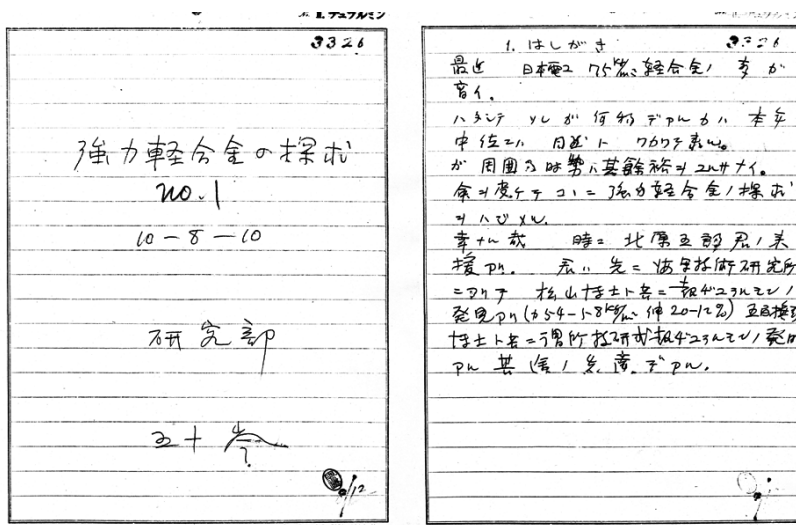


Fig. 3 First report on the research of Extra Super Duralumin (cover and abstract)²⁾.

来援あり。君は先に海軍技術研究所にありて、松山博士と共に超ジュラルミンの発見あり（抗張）力54～58 kg/mm²（530～570 MPa）、伸び20～12%）。五百旗頭（イオキベ）博士と共に、所謂、技研式超ジュラルミンの発見がある。その途の先達である」とある。日本電工とは現在の昭和電工の前身である。五十嵐博士は海軍技術研究所から移ってきた実験の名手北原氏とコンビで短期間に膨大な実験を行い、その翌年、1936年6月9日には特許出願している（特135036号、Fig. 4）。目標は引張強さ60 kg/mm²（590 MPa）で加工性、生産性が良いこと、応力腐食割れが生じにくいことなどであった。開発に当たり、Al-4%Cu-1.5%Mg-0.5%Mn系の超ジュラルミン（D）、ドイツで開発されたAl-8%Zn-1.5%Mg-0.5%Mn系のSander合金（S）、英国National Physical Laboratoryで開発されたZinc Duralumin（E合金：Al-20%Zn-2.5%Cu-0.5%Mg-0.5%Mn）をベースにそれぞれの配合比率を変えて、強度と加工性のバランスの良い合金を選定し、この合金に耐応力腐食割れの観点から微量元素添加の影響を調べクロム添加が最もよいことを確認して合金成分を決めた。合金成分の代表値はAl-8%Zn-1.5%Mg-2%Cu-0.5%Mn-0.25%Crである。この高強度合金は三つの合金名の頭文字を用いてESD（Extra Super Duralumin）、超々ジュラルミンと名づけ

られた。板材の引張試験では引張強さ58～60 kg/mm²（570～590 MPa）、耐力48～52 kg/mm²（470～510 MPa）、伸び10～16%が得られている。押出材はさらに高い強度が得られた。この合金の開発を聞いた三菱重工主任設計技師の堀越二郎氏は早速、大阪桜島の伸銅所を訪問し、五十嵐博士らに会い、材料について詳細を聞き出した。この合金を設計中の十二試艦上戦闘機（零式艦上戦闘機の試作機）の主翼桁材に使うとしたら30 kgは軽くなると試算し、すぐに海軍に使用許可を願い出た。海軍側もこの合金を承知してすぐに許可した¹²⁾。機体の軽量化などにより大幅に速度アップし零式戦闘機の最高速度は533 km/hとなった。これは超ジュラルミンを用いた先の九六式艦上戦闘機の432km/hに比べ100km/hも速度アップしたことになり、当時の海外戦闘機の最高速度をも凌駕した。超々ジュラルミンは零式戦闘機の軽量化に大きく貢献し、太平洋戦争初期には活躍したが、1942年米国はアリューシャン列島で無傷の零戦を手に入れると、その零戦を徹底的に解明し、材料面では超々ジュラルミンと同等のアルミニウム合金を開発した。これが1943年にアルコアによって開発された7075合金（Al-5.7%Zn-2.5%Mg-1.6%Cu-0.25%Cr）で、主要成分の添加量は若干異なるが、耐応力腐食割れ性向上のためクロムが同じく添加されている。

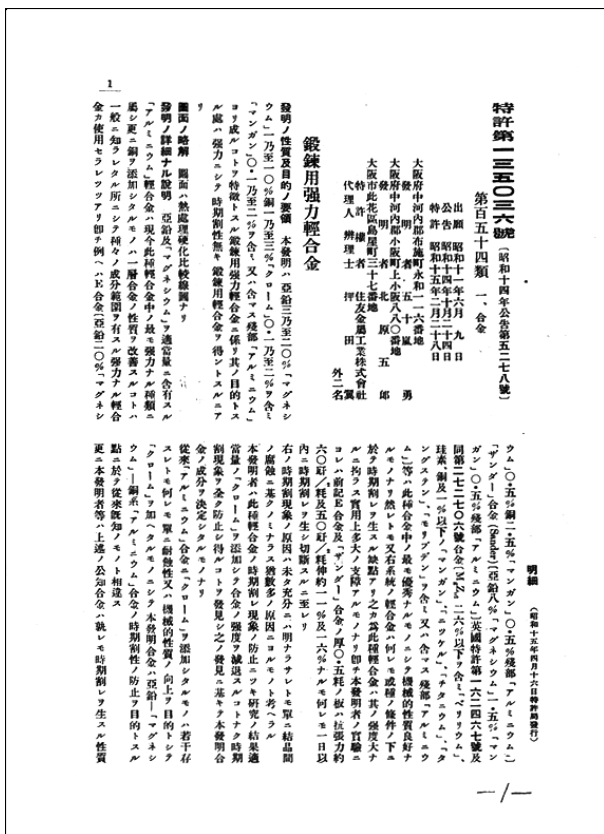


Fig. 4 Patent of Extra Super Duralumin, No. 135036 ²⁾

2.4 超々ジュラルミンが短期間で開発できた要因

技術研究所長であった寺井士郎博士は、超々ジュラルミンがすばやく開発できた要因を次のようにまとめている¹³⁾。第一に具体的なニーズ。これは海軍からの要求が明確であること。第二に非凡なる発想。応力腐食割れが局部腐食なのでこれを全面腐食にすれば防止できると考えたこと。第三に的確な実験対象。的確な合金と微量添加元素の選定。第四に、系統的な実験。応力腐食割れに対する評価方法と、材料面と環境面から系統的な試験を実施したこと。第五に創造に対する執念。五十嵐博士は「研究室で出来たものが、工場で出来ない筈がない。必ずものにするという執念で事に当たれば、自然が、これでもか、これでもかと呼びかけてくれるものだ。この自然の呼びかけを聞く耳を持たねばならない」とよく言われたという。第六に優れた協力者。ESDは工場生産技術者の協力なしでは、工業製品として開花しなかったであろうと述べている。

同じく、元社長で技術研究所長であった佐藤史郎博士は、五十嵐博士から、我々研究に当たる者に対して、心すべきこととして対象を徹底的に観察することの重要性を説かれ、「ものをよく見よ。理屈（理論）は後からつけ

たらよい。もし誰かがつけてくれるならそれでよい。とにかく、ものをよく見よ」と言われたとのことである¹⁴⁾。

Fig. 5に研究開発センター長であった永田公二博士が集めた五十嵐語録を示す¹⁵⁾。ぜひ若い研究者にはこの語録に示された研究姿勢を受け継いでほしいと思う。住友軽金属の歴代の研究所長が、五十嵐博士の言葉を今に伝えているのは、五十嵐博士のものの考え方に共感し、これからの若い研究者の研究開発に役立つであろうとの思いがあるからであろう。これから研究を始める方には大変参考になるものと考えてる。



Fig. 6 Dr. Yoshio Baba (1935-2012)

3. 戦後の超々ジュラルミンの研究開発

3.1 Al-Zn-Mg系三元合金の開発

戦後は、GHQにより航空禁止令が布告され、航空機の研究開発、製造は禁止されたため、その材料研究もなかった。アルミニウムの需要も戦前は航空機が大半であったが、戦後は家庭用器物、日用品からサッシな

どの建築用品、自動車、モーターサイクル、トレーラー、鉄道車両などの輸送機器、電気通信機器、包装容器などの一般民需市場が急速に拡大した。

こうした需要の中で、構造用合金としてはAl-Zn-Mg系、Al-Mg-Si系合金が注目された。銅を含まないAl-Zn-Mg系合金は銅を含む超々ジュラルミンより押出性が良好なため、戦前から注目されていて、本多光太郎博士の名前を冠したホンダジュラルミン、HD合金(Al-5.4%Zn-2.0%Mg-0.55%Mn-0.25%Cr)が陸軍の指導の下、産学共同で開発されていた。この合金は、戦後、アルゴンガスを用いるとアーク溶接が可能であることがわかり、しかも溶接部は自然時効で母材強度に近いところまで到達して継手効率が高いため、鉄道車両などへの適用検討がなされた。

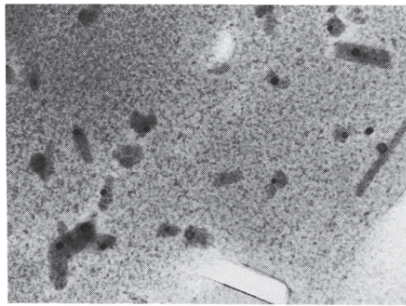
住友の馬場義雄博士(Fig. 6)はいち早くこの合金に注目し、超々ジュラルミン以来添加されているクロムが焼入れ時の冷却速度に敏感で、押出後空冷した場合には厚肉部材では強度が出ないこともあったため、クロムに代わる微量元素を研究した。その結果、ジルコニウムが有効であることを明らかにし、世界に先駆けてAl-Zn-Mg系にジルコニウムを添加した合金を開発し特許を取得した^{16), 17)}。ジルコニウムが添加された合金は焼入れ性だけでなく、耐応力腐食割れにも優れている。最近開発されている航空機用アルミニウム合金の大半にはジルコニウムが添加されているが、馬場博士のジルコニウム添加の先見性には驚かされる。馬場博士は当時まだあまり普及していなかった電子顕微鏡を用いて、クロム系化合物は冷却中に亜鉛、マグネシウム、銅の溶質原子が析出しやすく、その周囲に析出が生じないPFZを形成しやすいために焼入れ感受性が高いことを明らかにし、日本金属学会第8回ジェフリース賞を受賞した。ここにも徹底して組織を観察するという研究の伝統を感じる。Fig. 7はジルコニウムが添加された7150合金とクロムが添加された7475合金の空冷材

五十嵐語録

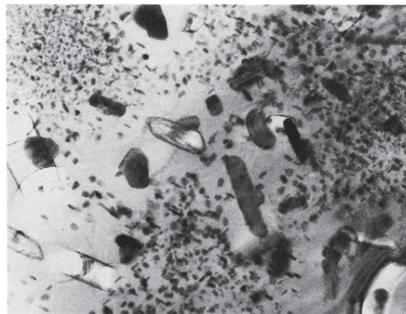
1. 自社の歴史、人、技術等の一切を体得することが第一。
4~5年はかかる、学校の講義だけでは駄目。
2. 理論も実験も日に日に進んでこそ工業も発展する。未熟な理論を絶対だと考えてもらっては困る。
3. 事実が大切なんだ！あれこれ理屈を言わないこと。思った結果と矛盾した事実が示されたときのみ進歩があり、発展がある。
4. 疑問を生じたとき、どうしてだ、どうしてこうなるのかなと繰り返し、徹底的に突っ込んで調べなくては駄目だ。
5. テーマが大事だが、誰がテーマを決めるのか。

- (1) At first, it is necessary to master company's history, persons, technology and so on entirely. It takes 4-5 years to master them. Learning lectures in a school only is insufficient.
- (2) Industries develop by the daily progress of theory and experiment. It is troublesome to regard the immature theory as absolute.
- (3) Fact is important! Don't talk various quibbles. Progression and development are generated only when a new fact inconsistent with expected results is found.
- (4) When questions arise, it is necessary to consider repeatedly why they occur and investigate them thoroughly.
- (5) Theme is important. But it is problem who decides the theme.

Fig. 5 Sayings of Dr. Igarashi collected by Dr. Nagata¹⁵⁾



(a) 7150 (Zr) 0.2 μm



(b) 7475 (Cr) 0.2 μm

Fig. 7 Precipitation around Zr (7150) or Cr (7475) compounds in these alloys air-cooled (1 K/s) from solution heat treatment and aged at 163°C -44 h¹⁸⁾.

の電顕組織である。冷却中に亜鉛、マグネシウム、銅の溶質原子がクロム系化合物に析出し、人工時効してもクロム系化合物の周囲に析出のないPFZが形成されていることがわかる¹⁸⁾。

さらに押出後空冷で6061合金並みの強度が得られ、押出速度が6063合金に近い7003合金を開発し、日本で始めて米国 Aluminum Association に国際合金として登録された。この合金は生産性がよく強度があるため、鉄道車両、トラック、モーターサイクル、スポーツ用

品など幅広く利用された¹⁹⁾。また Al-Mg-Si 系合金でも二段時効の研究などでも軽金属論文賞を2回受賞し、軽金属学会も含めてアルミニウム全般にわたって幅広く研究開発を指導された¹⁷⁾。

3.2 Al-Zn-Mg-Cu系合金

戦後の航空機用アルミニウム合金の研究について、著者が関わった事例について述べる。1980年頃、B767が日本で分担生産されるということで、戦前から航空機用アルミニウム合金を製造していた住友、古河、神鋼が集まって、1980～1983年「高靱性アルミニウム合金開発の研究」と題して日本航空宇宙工業会の委託研究を始めた²⁰⁾。また同時に、軽金属学会研究委員会でも、1981年から馬場義雄博士が部会長を務める材料・物性部会において「高強度・高靱性アルミニウム合金の諸性質」に関して産学で共同実験をし、今後の高力アルミニウム合金開発の指針を得た¹⁸⁾、²¹⁾。この高強度・高靱性合金の研究は波及効果としてモーターサイクルの分野で活かすことができた。モーターサイクル、特にモトクロスのような過酷なレースでは衝撃吸収特性が重要で、サスペンションのフロントフォークアウターチューブ用に鋳物合金に替わって航空機で研究開発された靱性に優れた合金が採用された。この「オートバイフロントフォーク用高力アルミニウム合金管の開発と実用化」でカヤバ工業(株)、(株)ショーワとともに平成7年度の小山田記念賞を受賞した²²⁾。

ボーイングのB767機体の製造では、従来、7075押出型材を用いたストリンガー（縦通し材）の重量を軽減するため、Fig. 8に示すように、板材を圧延により長手方向で肉厚を変動させ、継手部分のみを厚くしたテー

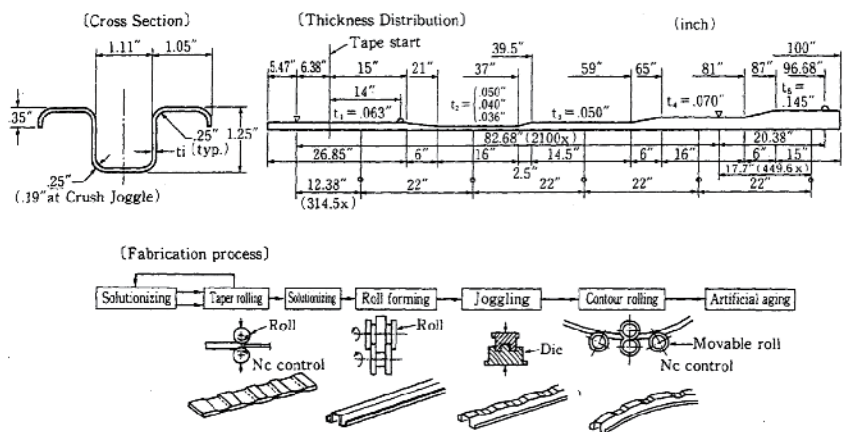


Fig. 8 B767's fuselage constructed with frames, skins and taper-rolled stringers (left). Manufacturing process of a taper-rolled stringer for airplanes (right)¹⁷⁾.

パーストリンガーを全面的に用いようとした¹⁷⁾。しかしながら、従来の海外製7075板材では、テーパー圧延で弱加工された部分は溶体化処理で結晶粒粗大化が生じて、その後のハット型加工で割れの発生や、疲労強度の低下する問題が発生した。このため弱加工でも結晶粒が粗大化しない材料の開発が求められた。1979年、馬場博士、宇野照生博士らは連続焼鈍炉を用い急速加熱、急速冷却処理で結晶粒を50 μm以下に微細化し、その後適正条件で軟化させることで、テーパー圧延の弱加工・溶体化処理で結晶粒粗大化が生じない加工熱処理法を開発し国産化した¹⁷⁾。三菱重工業はこの加工熱処理を施した板材をハット型に成形し、ボーイングB767, B777のストリンガーに用いることができた。この開発で三菱重工業とともに第9回中日産業技術賞通産大臣賞を受賞した¹⁷⁾。その後も、ストリンガーのコストダウンや耐力力腐食割れの改善のための成分や調質の検討、復元処理利用による加工工程の簡略化を三菱重工業と共同研究した^{23), 24)}。特に復元処理の研究をもとに、「二輪車フロントフォーク用高強度アルミ合金管とスピニング加工方法の開発と実用化」を行い、KYB(株)とともに平成26年度小山田記念賞を受賞した²⁵⁾。

住友軽金属は三菱重工業と共同で1983～1986年「超塑性高力アルミニウム合金の開発及び一体化加工法の研究」²⁶⁾、1986～1989年「Al-Li合金の超塑性材料開発

及び超塑性加工法の研究」²⁷⁾を行った。Fig. 9は工場で作した7475合金超塑性材を用いて一体化加工されたドアパネルのモデル(成形加工は三菱重工業)で、重量とコストの低減に寄与できる。特に超塑性高力アルミニウム合金の開発において、超々ジュラルミンの結晶粒微細化のための加工熱処理法を研究し、先人に習いその組織観察を徹底的に行った。その組織制御で得られた考え方はその後の著者の材料開発の指針に大きな影響を与えた。Al-Li合金超塑性材でも伸びの異方性が問題であったが、加工熱処理法を工夫することで、異方性が小さく動的再結晶で結晶粒が微細化し 10^{-3}s^{-1} の高速で超塑性成形できる材料が開発できた²⁸⁾。こうした材料は室温強度においても異方性のない材料となり、異方性が解消できる加工熱処理法を見出すことができた。

4. 超々ジュラルミン系超塑性材開発

4.1 7475合金超塑性材、静的再結晶と超塑性

4.1.1 結晶粒微細化の加工熱処理法

1970年代に、航空機の強度、靱性、疲労強度、耐力力腐食割れ性などを向上させるために加工熱処理法が盛んに研究された²⁹⁾。中でも中間加工熱処理法は熱間圧延の前に一度鑄造組織を圧延で壊して再結晶させて結晶粒を微細化しようとするプロセスである。この方法は、戦前の住友でも「押え圧延」と称してすでに超々ジュラルミンの圧延で実施されていた²⁾。当時の鑄造組織も現在ほど健全ではないため、鑄造組織を一旦熱間圧延で壊した後再結晶させてから再び熱間圧延を行って特性を改善しようとした我々の先輩の知恵には驚かされる。

中間加工熱処理法を超々ジュラルミンの一種である7075合金に適用して結晶粒径10 μm程度の微細粒を有する超塑性材の開発に成功したのが、Rockwell InternationalのWertらである^{30), 31)}。彼らの結晶粒微細化プロセスをFig. 10に示す。厚板を溶体化処理後水冷し、400℃-8 hの過時効処理を行い、0.75～1 μmの粗大な第二相粒子を析出させて水冷する。その後220℃の温間圧延で90%の強加工を与え、これを482℃に急速加熱して再結晶させる工程である。このプロセスでの製造はコイル状厚板の水冷や温間圧延など現状の製造ラインでは工業的には容易ではない。工業的に生産が容易な加工熱処理法を開発するために、Wertらのプロセスで結晶粒が微細化するメカニズムを検討した³²⁾。7075合金の不純物量を減らした7475合金熱間圧延板を用い、溶体化処理後360～480℃で所定時間加熱後水冷

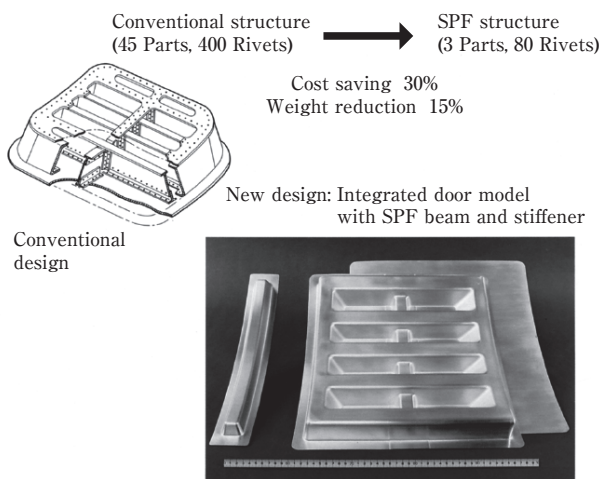


Fig. 9 Door panel model formed superplastically using a 7475 alloy sheet with fine grains compared with a conventional structure. SPF structure consists of 3 SPF parts and 80 rivets, while conventional one consists of 45 pressed parts and 400 rivets. Cost saving of 30% and weight saving of 15% were achieved by SPF²⁶⁾. This panel was superplastically formed by Mitsubishi Heavy Industries.

と炉冷を行い、析出状態を変えた材料を作製し、その後90%の冷間圧延を行い、ソルトバスにて急速加熱を行い480℃-5 minの溶体化処理条件で再結晶させた。このプロセスをFig. 11に示す。また得られた結晶粒径をTable 1に示す³²⁾。結晶粒が最も微細化するのはWertらと同様に、400℃-8~16 hあるいは420℃-16 h水冷であることがわかる。炉冷材では400℃で4 h以上

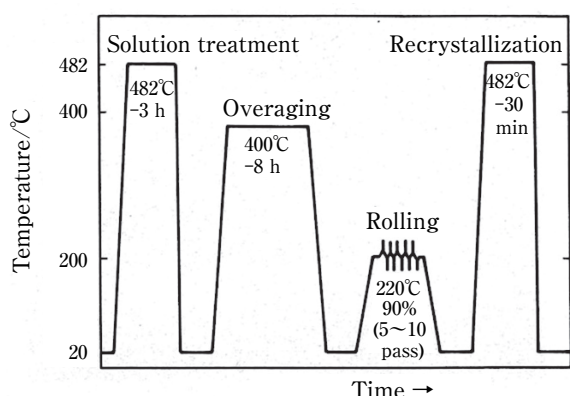


Fig. 10 Grain refinement process developed by Rockwell International for superplastic 7075 alloy sheets (Reprinted with permission of TMS)^{30), 31)}.

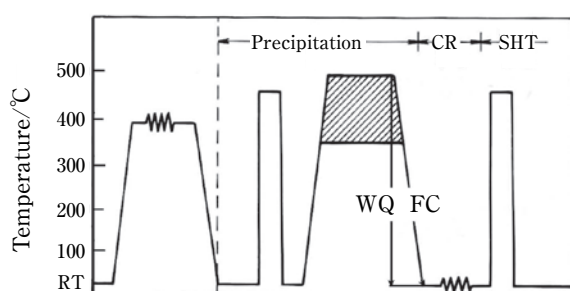


Fig. 11 Grain refinement process for investigating the effect of conditions of precipitation treatment and cooling rate on recrystallized grain size (WQ: Water Quenching, FC: Furnace Cooling (25°C/h)³²⁾.

か420℃以上から炉冷でほぼ11 μmの結晶粒が形成される。

4.1.2 加工熱処理による結晶粒微細化の機構

結晶粒が最も微細化する400℃-8 hと溶体化処理温度480℃-2 h後、水冷と炉冷を行った4条件の材料について冷間圧延前後のマイクロ組織と電子顕微鏡組織をFig. 12とFig. 13に示す³²⁾。電顕組織から480℃-2 h水冷材以外は0.5~2 μm径の粗大な第二相粒子が観察される。またすべての条件で、均質化処理で析出した0.1~0.2 μmの微細なクロム系粒子(E-phase, Al₁₈M₃Cr₂)が観察される。いずれの水冷材のマイクロ組織にも不均一変形の結果、剪断帯が数多く観察されるが、電顕組織ではこれがマイクロバンドとして観察される。粗大な第二相粒子のない480℃からの水冷材には圧延方向と直角な方向にマイクロバンドが発達しているのが観察されるが、粗大な第二相粒子が存在するとそのマイクロバンドの方向が第二相粒子の周りで複雑に変化している。第二相粒子は変形の均一化すなわち転位組織の分布均一化に寄与していると考えられる。その結果として回復・再結晶サイトが均一に生成する。またFig. 14からわかるように水冷材では転位がタングルしているが、炉冷材ではマイクロバンドやタングルした転位は観察されず、冷間圧延時に動的回復が進行し転位セルや亜結晶粒が形成されている。Fig. 15からは微細なクロム系粒子の周囲においてもリング状にタングルした転位組織とその内側に転位の少ない部分が観察される。クロム系粒子は馬場博士が明らかにしたようにその界面で溶質原子が析出しやすく、そのためその周囲では溶質原子の少ないゾーンが形成されて、クロム系粒子とタングルした転位組織の間に転位の少ない領域が形成されたと考えられる。クロム系粒子もその近傍に転位組織を形成させ、回復・再結晶サイトの形成に

Table 1 Effect of precipitation treatment on the grain size in L-LT plane of recrystallized sheet³²⁾.

Solution heat treatment	Precipitation treatment	Grain size in L-LT plane/μm									
		Holding time/h									
		Water quenching					Furnace cooling				
	Temperature /°C	1	2	4	8	16	1	2	4	8	16
480°C-5 min WQ	360	—	—	11	9.5	9.5	—	—	19	19	16
	380	—	—	8	8	8	—	—	16	16	13
	400	—	8	8	6.5	6.5	—	13	11	11	11
	420	—	9.5	9.5	8	6.5	—	11	11	11	11
	440	—	9.5	9.5	9.5	11	—	11	11	11	11
	460	—	11	11	—	—	—	11	11	—	—
No SHT	290	—	—	—	8	—	—	—	—	11	—
	380	—	15	—	—	—	—	11	—	—	—

Process: Solution heat treatment (480°C-5 min WQ) → Precipitation treatment (360-480°C/1-16 h WQ, FC) → Cold rolling (90%) → Solution heat treatment (480°C-5 min) WQ

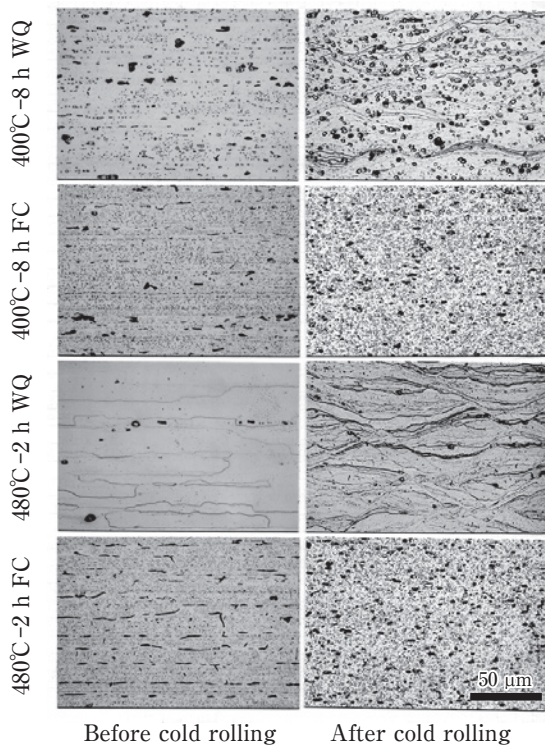


Fig. 12 Effect of precipitation treatment on the microstructures of the cross section before and after cold rolling (all pictures are in the same magnification).

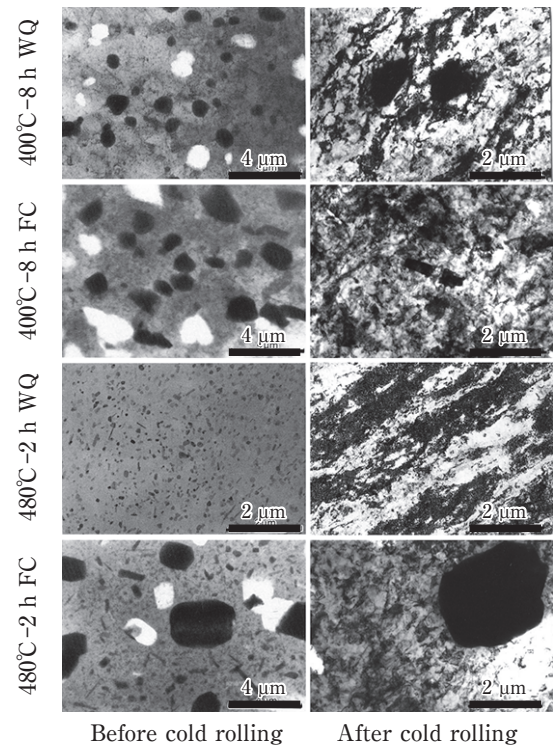


Fig. 13 Effect of precipitation treatment on the TEM structures before and after cold rolling.

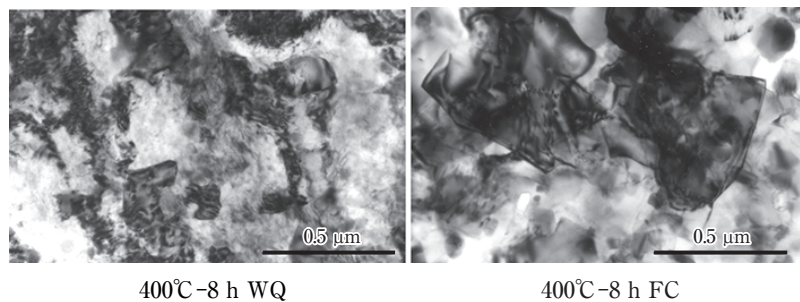


Fig. 14 Effect of the resolved solute atom content on TEM structures of cold rolled sheet, tangled dislocation structures in WQ and dislocation cell structures and subgrains by dynamic recovery in FC are observed.

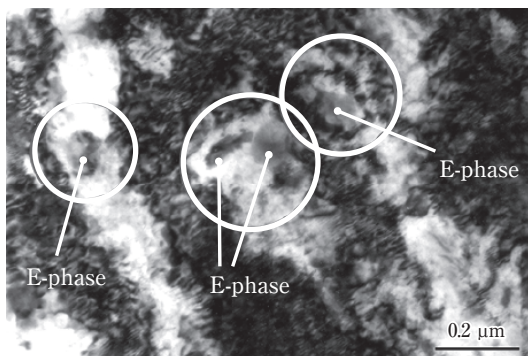


Fig. 15 Ring-like tangled dislocation structures around E-phase containing chromium.

寄与していると考えられる。

Fig. 16は各析出処理条件での圧延前後の電気伝導度変化を示す³²⁾。480°Cの炉冷材と水冷材の電気伝導度の差が最大の固溶量とみなせる。結晶粒径を微細にするには、一定程度の析出量と固溶量が必要であることがわかる。また圧延前後の電気伝導度を比較すると、炉冷材では冷間圧延で電気伝導度がやや減少したが、水冷材では電気伝導度が増加した。固溶度の影響は、Fig. 14の電頭組織からも裏付けられる。固溶度の少ない炉冷材は圧延後、動的回復により転位セルや亜結晶粒組織となるが、水冷材ではタングルした転位組織となる。

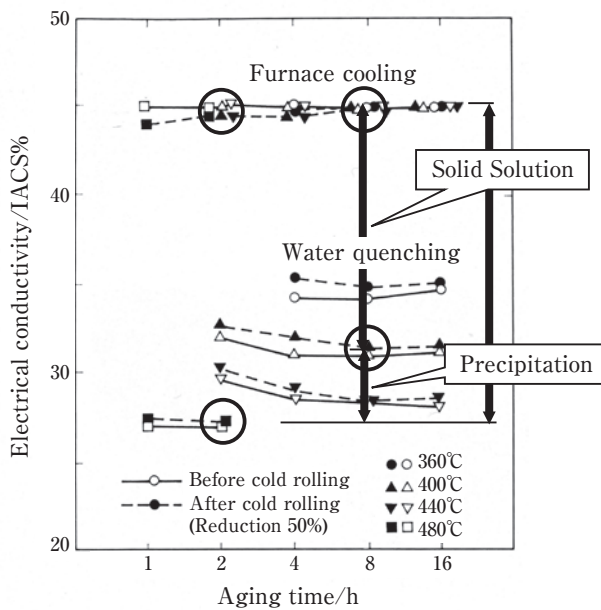


Fig. 16 Effect of precipitation treatment on the change of electrical conductivity before and after cold rolling of 50%³²⁾.

これは固溶した亜鉛，マグネシウム，銅などの溶質原子が転位上に析出して転位組織を安定化させたためと考えられる。

400°C - 8 h 水冷後冷間圧延した材料の昇温過程での電顕組織を **Fig. 17** に示す。320°C では粗大な第二相粒子近傍で比較的均一に亜結晶粒が形成される。340°C になると溶質原子の固溶量に場所差があるためか亜結晶

粒が合体して再結晶する領域も観察される。特にマイクロバンドなどが形成されるとそこに溶質原子が集まりその部分の回復・再結晶は遅くなる³²⁾。この合金の析出のノーズは約 350°C 付近にある³³⁾ が、この温度を超えると、400°C では粒界上に偏析していた溶質原子も凝集化して、回復・再結晶が急速に生じる。**Fig. 18** は 480°C に昇温した直後と 10 秒後の電顕組織である。昇温直後には粒内に凝集化した析出物と粒界上に粒界に沿った析出物 (白い矢印で示す) が数多く観察される。これらの凝集化した析出物や粒界上の析出物も、固溶域のため 10 秒後には消滅したためと考えられる。

480°C で安定な結晶粒となるのは、粒界に偏析していた亜鉛，マグネシウム，銅に代わり、高温で析出するクロムや不純物の鉄などが粒界に偏析したためと考えられる。**Fig. 19** に示したように、主として二種類の析出温度が異なる溶質原子の析出が作用して結晶粒微細化が可能となる。昇温速度が遅い場合やこの二つのノーズの間に保持されると結晶粒は粗大化する³⁴⁾。

400°C - 8 h 水冷材が最も結晶粒が微細化したのは、第二相粒子近傍に均一に形成された転位組織上に、冷間加工中に過飽和に固溶した亜鉛，マグネシウム，銅の溶質原子が析出し、焼鈍の低温域で固溶した溶質原子が転位セルや亜結晶粒を安定化させ粒成長を抑制し、この状態を急速昇温させることで、高温では亜鉛，マグネシウム，銅に替わって、クロムや鉄が粒界偏析して再結晶粒成長を抑制するためと考えられる。一方、

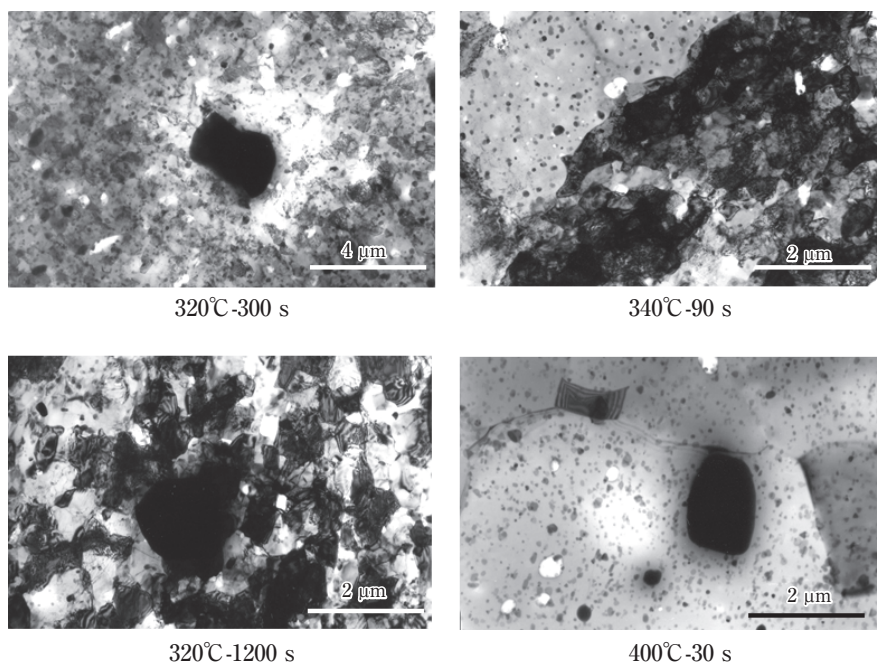


Fig. 17 TEM structures heat-treated at several conditions in a salt bath using the sheet treated by precipitation at 400°C - 8 h WQ followed by 90% cold rolling.

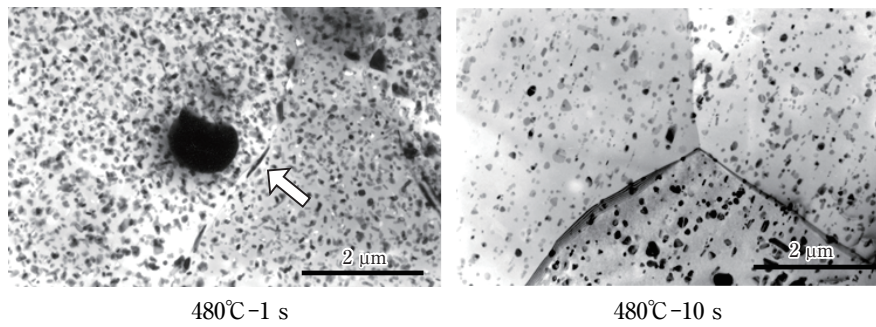


Fig. 18 TEM structures heat-treated at 480°C in a salt bath using the sheet treated by precipitation at 400°C -8 h WQ followed by 90% cold rolling.

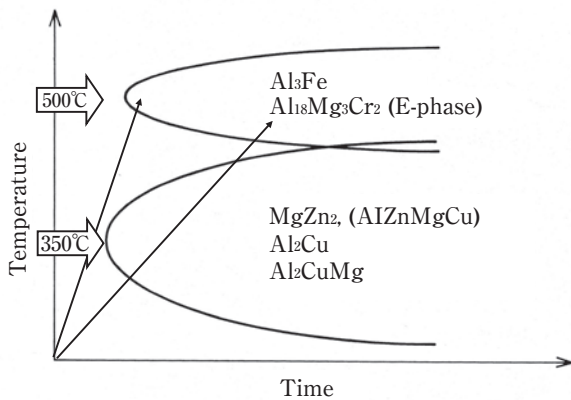


Fig. 19 C-curve of precipitation in 7075 alloy (Schematic)³⁹⁾.

第二相粒子がない480°C水冷材では冷間圧延で不均一変形が生じて剪断帯が形成され、この剪断帯に溶質原子が偏析し、Fig. 20に示すように溶質原子の少ない剪断帯間で結晶粒が成長するため、その剪断帯の間隔で結晶粒径が決まってくる。剪断帯の間隔は比較的大き

いため再結晶粒径は大きくなる。炉冷材は圧延中に既に転位セルが形成され、焼鈍中に亜結晶粒が形成されるが、固溶量が少ないために粒成長が早く、400°C -8 h水冷材よりは結晶粒径が大きくなる。これを図式化したのがFig. 21である³²⁾。論文発表当時は鉄の役割が不明であったが、最近の研究から鉄が結晶粒成長に重要な役割を果たしていると考えている³⁵⁾。5Nのような高純度アルミニウムでは室温で動的再結晶が生じることはよく知られている。不純物の鉄が存在しないと転位ですら室温では安定に存在できない。5Nのような高純度アルミニウムの結晶粒制御にも微量の不純物が大きな役割を果たしている。

4.1.3 超塑性加工前の高温予備加熱の効果

基礎研究から工業的に製造が容易な条件を見出し特許化した³⁶⁾。このプロセス、すなわち480°C -2 h炉冷後、冷間圧延、ソルトバスで480°C -5 minで再結晶させ、

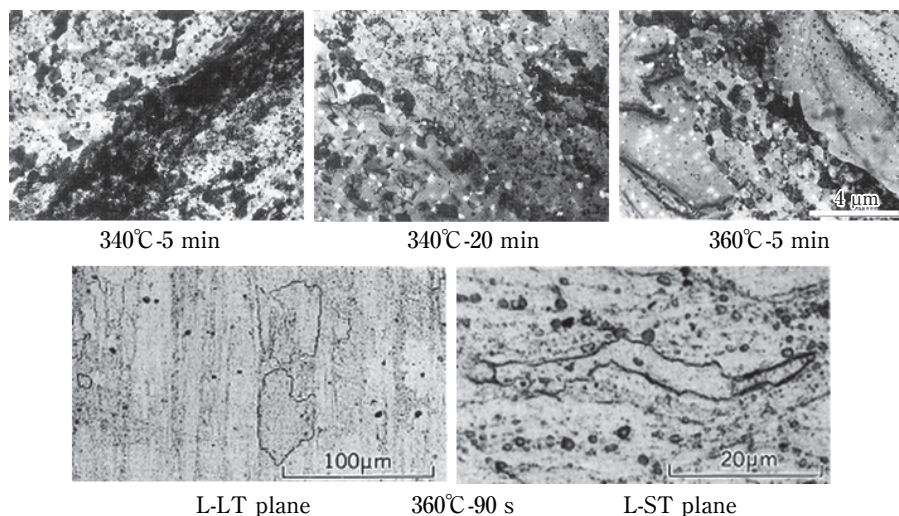


Fig. 20 TEM structures at micro bands and microstructures at shear bands during recovery and recrystallization of the sheet (480°C -2 h WQ, 90% CR) heated at 340 ~ 360°C in a salt bath³²⁾.

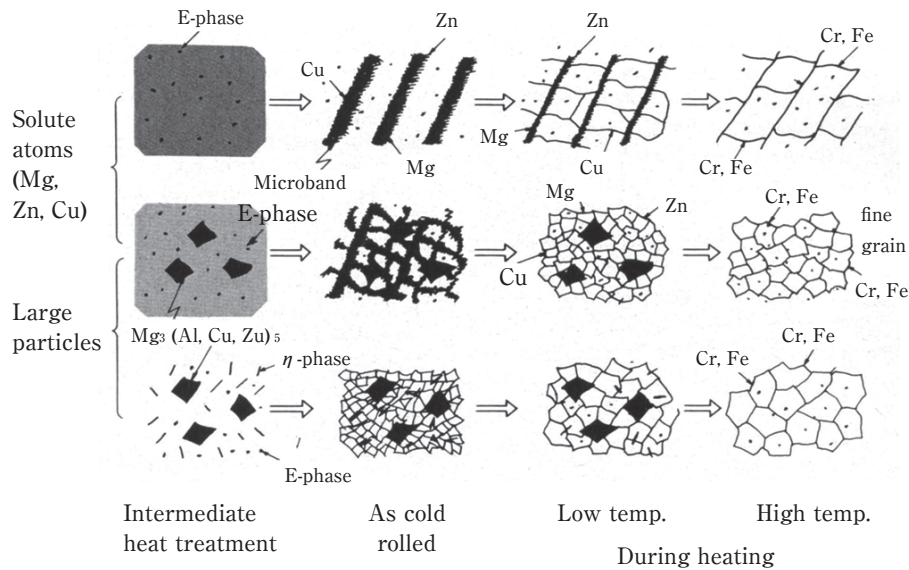


Fig. 21 Schematic model of the grain refinement process in a 7475 alloy sheet³²⁾.

板面で約8.6 μmの結晶粒径を有する材料を製造し超塑性特性を調査した³⁷⁾。この材料は高温予備加熱処理すなわち超塑性変形前に長時間保持することで高温伸びが大きく変化することが明らかとなった。Fig. 22は高温保持温度（保持時間はいずれもソルトバス中で32 h）とキャビティの発生量の関係を示す³⁸⁾。元板や420℃以下の高温保持ではキャビティ生成量が多く超塑性伸びも小さい。これは結晶粒微細化のために予め粗大な第二相粒子を析出させたが、これが溶体化処理でも結晶粒界に残存し容易に再固溶せず、キャビティ生成の原因となっていることを意味する。480℃-32 h保持

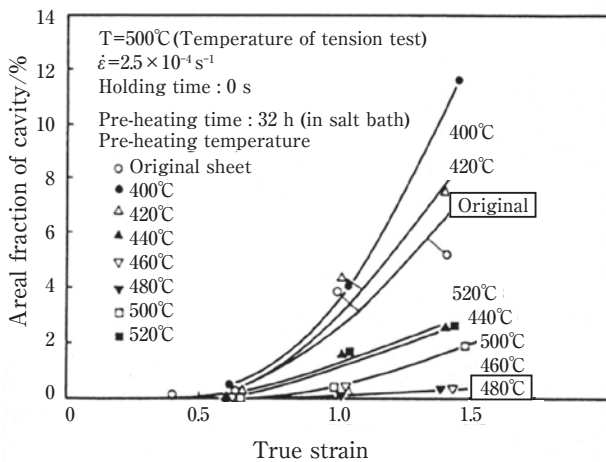


Fig. 22 Effect of preheating temperatures for 32 h in a salt bath on cavitations during superplastic deformation at 500°C and $2.5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ without holding at 500°C before tensile test in a 7475 alloy SPF sheet³⁸⁾.

でキャビティが大幅に減少する。これは亜鉛、マグネシウム、銅などを含む第二相粒子が固溶し、鉄などの不純物が凝集化し粒界を外れたためと考えられる。キャビティは500℃以上に保持するとまた増加し始めるが、これは結晶粒径の増大と関連しているものと考えられる。

またFig. 23にも示すように、空気炉かソルトバスかで加熱速度にも依存するが高温予備加熱した材料は、通常の7475超塑性材料が 10^{-4} s^{-1} オーダーで超塑性を示すのに対し、 10^{-3} s^{-1} オーダーで一桁速い速度で優れた伸びを示す³⁸⁾。高速変形が可能なのは結晶粒界に析出相や鉄などの不純物が少ないことも関連していると考えられる。

4.2 7475合金の動的再結晶と超塑性

静的再結晶させた7475合金超塑性材は通常に製造し

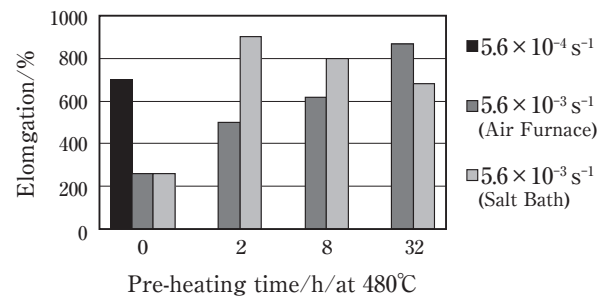


Fig. 23 Effect of heating rate (salt bath or air furnace) and holding time in pre-heating at 480°C and tensile test speed at 500°C on the elongation at 500°C³⁸⁾.

た場合は、 10^{-4} s^{-1} オーダーで優れた成形性を示すために成形に1時間程度要する。成形時間短縮のために成形速度を上げることが必要となり、昇温成形法や二段成形法が開発された³⁹⁾。前者は温間加工温度から超塑性変形温度まで温度を上げながら連続的に変形する方法で、後者は温間加工で予ひずみを与えた後、超塑性温度で変形する方法である。これらの方法により、 10^{-3} s^{-1} オーダーで成形が可能になる。

二段成形法のメカニズムを調べるために、結晶粒径を超塑性材の製造プロセスを用いてある程度小さくし

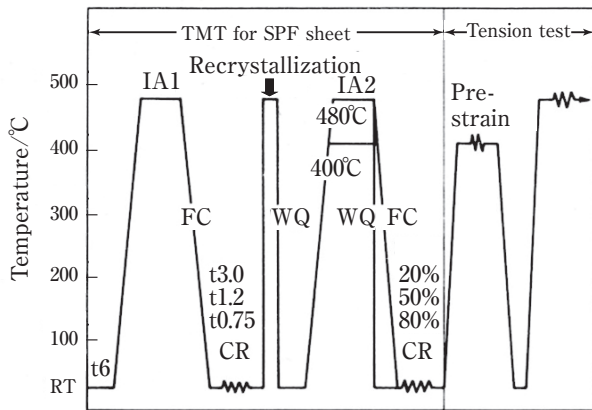


Fig. 24 Process and its conditions of thermomechanical treatment for two-step deformation, that is, pre-strain at low temperature and tensile test at high temperature⁴⁰⁾.

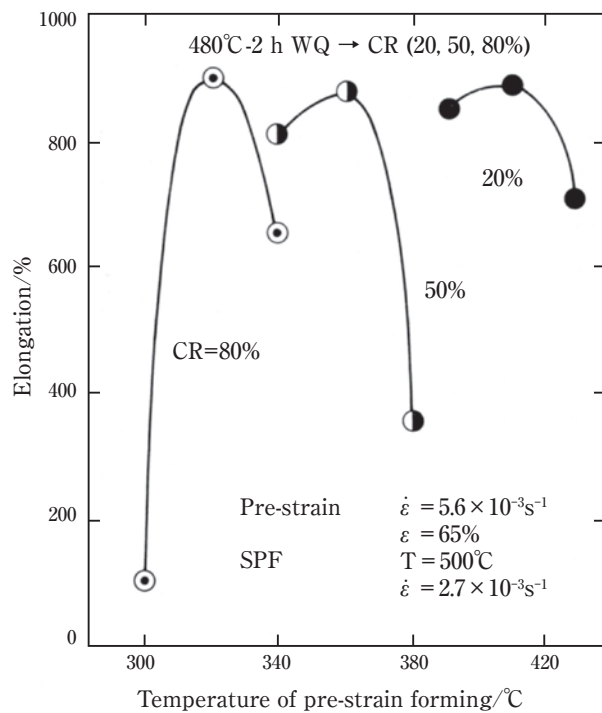


Fig. 25 Effect of cold rolling reduction and pre-strain temperature on elongation at 500°C⁴⁰⁾.

た材料を用いて、固溶量と第二相粒子の分布を変えて20～80%の加工度で冷間圧延し、すべて厚さ0.6 mmの板で評価した。この材料の製造プロセスをFig. 24に示す⁴⁰⁾。この冷間圧延材を一段目の予ひずみ(付加したひずみ量は65%)の成形温度を変えて成形し、二段目は再加熱して500°Cでひずみ速度 $2.7 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ にて成形する二段成形を行った。

Fig. 25から最適な予ひずみ付加温度は冷間圧延の加工度によって異なり、低加工度ほど予ひずみ温度は高くなるのがわかる。この予ひずみの最適温度はFig. 26に示すように熱分析結果と対応させると熱分析の再結晶温度より約50°Cほど低いところにあることがわかった⁴⁰⁾。予ひずみで安定な亜結晶粒を形成させた材料は480°Cに保持しても容易に再結晶せず、この温度で引っ張ると動的再結晶が生じて微細再結晶粒となり、高速変形が可能となる。予ひずみの付加がないと100 μm程度の結晶粒径となるが、予ひずみ付加した材料は10 μm以下の結晶粒径となった。

50%冷間圧延材の二段目500°Cでの引張り伸びと冷間圧延前の固溶量、第二相粒子を変えた熱処理条件との関係をFig. 27に示す⁴⁰⁾。いずれの水冷材も炉冷材よりも高い伸びで、 $2.7 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ の歪み速度で800～900%の伸びを示し、粗大な第二相粒子の有無は関係なく、溶質原子の固溶度が重要であることがわかる。安定な亜結晶粒生成のために固溶原子が必要であり、この安

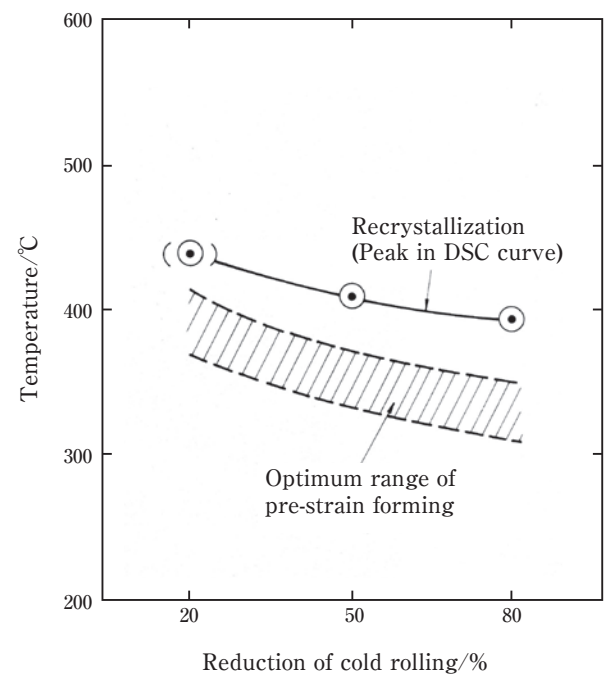


Fig. 26 Relation between optimum range of pre-strain temperature and recrystallization peaks in DSC curve⁴⁰⁾.

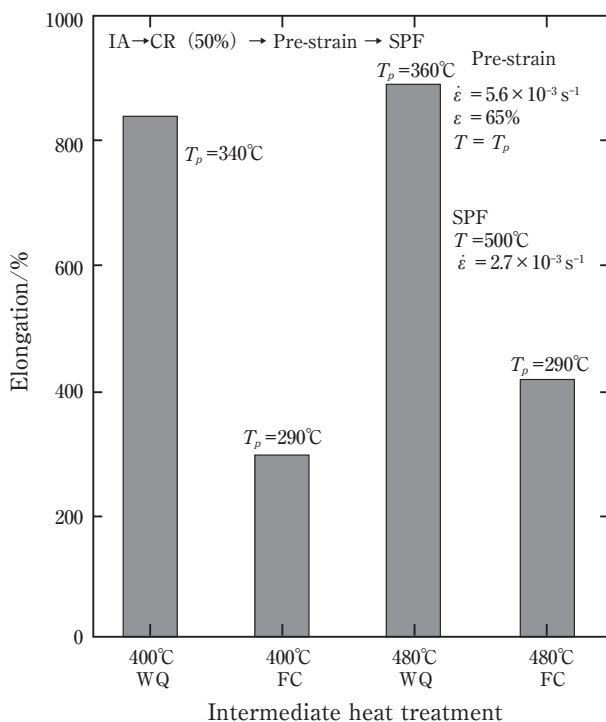


Fig. 27 Effect of intermediate heat treatment (IA2 in Fig. 26) on high temperature elongation at 500°C⁴⁰⁾.

定な亜結晶粒はさらに高温の引張試験中に動的再結晶で微細粒が形成され、 10^{-3} s^{-1} オーダーで成形できるものと考えられる。これはまた高温で動的に再結晶させたため、静的再結晶に比べて粒界析出物や不純物が少ないことも関係していると考えられる。

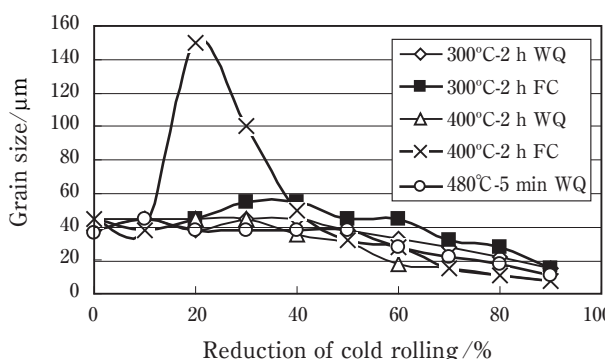


Fig. 28 Effect of precipitation treatment conditions and cold rolling reduction on the grain size of 7475 alloy sheet heated at 480°C in a salt bath
Process: hot rolling → cold rolling (50%) → recrystallization (480°C -5 min WQ, salt bath) → precipitation treatment (none, 300°C -2 h WQ and FC, 400°C -2 h WQ and FC) → cold rolling (0-90%) → recrystallization (480°C -5 min WQ, salt bath) → measurement of grain size.

4.3 ストリンガー材の結晶粒制御

7075合金ストリンガー材の開発が行われた直後に超塑性材の研究開発が始まった。筆者もストリンガー材を考慮して、超塑性材と同様に熱処理条件を変え、その後弱加工から強加工まで冷間加工度を変化させて結晶粒径を調査した。その結果を Fig. 28 に示す。米軍の MIL 規格では O 材の軟化条件として 410 ~ 450°C に徐熱、2 h 保持後徐冷が推奨されていた。この条件に近い 400°C 2 h 炉冷材は加工度 20% で結晶粒が粗大化することがわかる。これに対し、300°C -2 h 水冷、炉冷、400°C -2 h 水冷、480°C -5 min 水冷はいずれも弱加工で結晶粒粗大化は生じなかった。これらの条件はいずれも 400°C -2 h 炉冷材よりも固溶度が大きい。

弱加工で導入された転位は固溶した溶質原子が固着し、亜結晶粒の成長を抑制する。この亜結晶粒は溶体化処理条件でも再結晶せずに安定である⁴¹⁾。これに対し、従来条件に近い 400°C -2 h 炉冷材は固溶度が少ないために再結晶して結晶粒が粗大化する。実際には 300°C -2 h 炉冷材に近い条件で生産は行われているが、析出としては不十分で通常の O 材強度よりも高めであるが、O 材規格を満たし、三菱重工でのテーパ圧延加工でも問題はなかった。弱加工での結晶粒成長に対しても固溶原子が重要な働きをしていることがわかる。

5. 超塑性研究とその後

著者は入社後 5 年ほどしてから数年おきに上司の馬場博士より、「最近の航空機用アルミニウム合金」(1980)⁴²⁾、「時効性アルミニウム合金の粒界脆化とその防止」(1981)⁴³⁾、「アルミニウム合金の粒界破壊」(1983)⁴⁴⁾、「アルミニウム系超塑性材料」(1986)⁴⁵⁾ に関してレビューを共著で執筆することを指示された。これは小職にとって大変な勉強になった。レビューは若輩がさっと書けるほど易しいものではない。前提として、当然その分野について国内外に涉って古くから現在までの論文を精査し、自分の考えをまとめあげなくてはならない。数ヶ月間論文と格闘して自分の考えをまとめあげ、論文を系統的に整理し、それを自分の考え方の中にはめ込んでいく作業である。考え方の違う論文もあるが、それも今後研究する研究者の参考として入れておく。こうしたレビューをまとめる作業は、何が研究課題かを知るためにも研究を始める前にはとても重要なことである。入社早々の研究者の卵たちには、先輩たちの論文も読まないで実験を始めるものもいて同じ失敗を繰り返す。もう少し早く相談してくれたらと思う時がある。

超塑性研究は入社8年目で取り組んだ研究課題である。その前に航空機用アルミニウム合金として7475, 7050合金の強度, 破壊靱性, 疲労強度, 応力腐食割れ, 焼入れ性などの調査, 研究を行っていたので, 合金の特性は理解していた^{19)~21)}。超塑性現象は, 高温であるひずみ速度で引っ張ると高い伸びが得られるもので, 材料の評価が伸びという尺度で測ることができ初心者には非常にわかりやすい。Al-Li合金の超塑性材料の開発を数年間新人の教育テーマとして行っていたところ, 新人は先輩の出した結果よりいいものを作ろうと努力して, 毎年伸びが前年の記録を更新していったことがある。その結果, 伸びのよく出る材料とは熱間でよく鍛錬された材料だということがだんだんわかってきた。結局, 鑄造組織の残存が問題だということが明らかとなった。超塑性というのは金属の最も重要な特性である延性が最も発揮できる状態にあることだと言える。その延性が最もできる状態の金属組織が重要で, この組織を形成させるための条件は何か, これを研究することが高性能高品質の材料を開発するためには必要だと考えている。またここが各社のノウハウにもなっているといえよう。

超塑性研究で得られたことの最も大きな成果の一つは, 前章でも述べたように結晶粒を制御するのにあたり, 溶質原子の固溶度の制御が重要であるということである。Wertらは, 大きな第二相粒子はその周囲に変形帯が形成され, これが再結晶の核になり, 微細な粒子は粒界移動をピンニングし再結晶を抑制すると言っているだけである^{30), 31)}。しかし, 実際には水冷材と炉冷材では結晶粒径が異なり, 固溶度の観点がないと説明できない。動的再結晶を生じさせるための安定な亜結晶粒生成には固溶した溶質原子が必要であることは前章で説明してきた。固溶した溶質原子は転位や粒界などの格子欠陥と反応しやすいことはよく知られている。格子欠陥を減らそうとして析出する。第二相粒子はそのサイズに関係なく, 転位組織の分布に関与してくる。粒子周りの溶質原子が少なければ転位はその界面で消滅し, 動的回復が促進され亜結晶粒が形成される。溶質原子が多ければその粒子周りにタングルした転位組織が形成され, 亜結晶粒や再結晶粒の生成サイトとなる。

以上述べてきた考え方は従来説明されてきたWertらのBimodal理論^{30), 31)}と異なるが, 従来の考え方では著者の超塑性材の加工熱処理による実験結果や組織観察結果が統一的に説明できないと考える。固溶した溶質原子が重要と言うことに確信が持てたのは, 工業用純アルミニウムの焼鈍時の強度と延性を調べたときで, 7000系と

同様な現象が1000系でも起きていることである。電顕で焼鈍過程を観察すると, 固溶していた不純物のけい素が転位セル境界上に析出し, リング状になり, 凝集化とともに粒界を外れて亜結晶粒が形成され, リング状けい素は粒内析出状態になることがわかった^{46), 47)}。鉄も同様にして亜結晶粒界に偏析し, 回復・再結晶を制御していると考えられる。最近, 同僚の浅野氏らは工業用純アルミニウムで亜結晶粒界での鉄やけい素の粒界偏析を確認している⁴⁸⁾。この考え方に基づいて, 学生時代の指導教官であった山本悟博士の速度論をベースに回復・再結晶速度式を導出し, 焼鈍時の硬度や電気伝導度の変化を導出した速度式で表すことができた³⁵⁾。このような考え方ができれば, 不純物が極端に少ない5N高純度アルミニウムの結晶粒制御もできるようになる。

固溶度の問題は時効析出だけでなく, 回復・再結晶にも重要な役割を果たすので, 工業生産上非常に重要な因子と著者は考えている。また固溶度が増えると変形抵抗が高くなり, 押出性や熱間圧延性が困難になることを日頃から体験している。五十嵐博士が超々ジュラルミンの合金成分を決めるときも, 強度と加工性をまず優先している。著者は超塑性研究以来, 第二相粒子と固溶度を制御することで組織制御を行ってきたと言っても過言ではない。析出温度域での加工はとても重要で, このためには固溶成分の析出温度, 時間を正確に把握することが必要である。こうした考え方でAl-Li合金の動的再結晶を利用した超塑性材の開発, スーパーメタル研究では溶体化処理でも安定した亜結晶粒を有する高強度7000系合金板材の開発, 析出処理を利用した高強度7000系合金の押出性向上, 表層の結晶粒粗大化を抑制させた繊維状組織を有する高強度6000系押出材や鍛造材の開発, クリープ特性に優れた3000系押出材の開発, 加工軟化性に優れたAl-Fe合金の開発等々を行ってきた。問題は個々の原子の固溶度を正確に測定する技術ができていないことである。

以上, 自分の研究を振り返ってみると, 研究を始めた頃は五十嵐博士のことはほとんど知らなかったが, 五十嵐博士の語録にあることをいつの間にか実践していたように思える。研究の伝統とはそのようなものかもしれない。

6. おわりに

大学院修士課程の時にさらに大学院で研究すべきか, 就職すべきか悩んでいた時, 「君は理論をやる前にもっと生産現場を知るべきだ。生産現場は宝の山だ」と今は亡き先生から言われ, 就職する道を選んだ。結果的に

はこのアドバイスは非常に良かったと感謝している。ものづくりという生産現場は材料以外の知識も多く要求され、総合的な観点がないと良いものはできない。また1000系から8000系合金まで多種多様の合金を取り扱うのであるが、全ての合金を統一した視点から考えることができるかどうかが重要である。7000系合金で考えたことが高純度アルミニウムでも適用できますかといつも自分に言い聞かせている。もちろんそれぞれの合金の持つ特殊性はあるが、理論とはそれをも包括した普遍性を持たなくてはいけないと考えるからである。ものの考え方ができてくると合金が変わっても驚くことはない。基本は一緒である。材料の特性は料理と同じで作り方次第で色々変化する。ここが材料屋の腕の見せ所でもある。思い通りのものが作れるようになったら、こんなに面白い世界もないと思う。

超々ジュラルミンの研究の伝統を受け継いでいくにあたり、先輩から学んだ著者の経験をまとめると次のように言える。①いろんな分野に関心を持つこと。材料開発はプロセス（鋳造、圧延、押出、熱処理）および利用技術（加工、表面処理、接合）と組み合わせられて成り立つ。コストの観点も必要である。入社4年～5年は見習い期間で、ここで基本を身につけること。何でもやってみようの精神。②実験の前には、その課題について、広範囲にわたってレビューすること。幸い、UACJには世界の主要な国の金属学会の戦前からのジャーナルや軽金属に関する書籍が揃っていて、すぐに閲覧できる。これは先輩たちが残してくれた貴重な財産である。先輩たちの考えと格闘しながら自分の考えをまとめること。製造現場では既存の理論では説明のつかないことが多い。既存の理論を鵜呑みにしない批判精神が大事で、自らの仮説を構築すること。組織観察にたよりすぎると見えたものだけで説明しようとするが、見えない世界が圧倒的に多い。観察されたものも包含しながらいざ見えるであろうことも想定して、これに耐えられるよう物理や化学の知識も援用しながら仮説を構築して欲しい。仮説がないものがみえてこない。さらに仮説の検証を行うこと、仮説が正しいと思われるまでこれを繰り返すこと。③レビューに基づいて実験計画を立案。実験データをよく眺め、観察すること、記録すること、研究報告書作成すること。報告書にしない限り残らない。UACJの研究所には戦前からの報告書が保存されていて、誰でも見ることができる「宝の山」である。当然、失敗例も成功例もあり、過去の経験が参考になる。社内報告書を理論化してまとめた研究論文や技術資料を収録した「住友軽金属技報」、「Furukawa-Sky-Review」、最近では「UACJ

Technical Reports」など公開された技術・研究論文誌もあり、これらも先輩たちが残してくれた貴重な財産である。④企業内研究者としては新しい事実や結果はできる限り特許化すること（内容によっては秘匿発明もあり得る）。実用化に当たっては可能な限り最適の方法で最短でできる道を探すこと。⑤仮説が普遍性を持つかどうか検証し理論化して、軽金属学会講演発表、軽金属への論文発表し、学位取得すること。最後に軽金属学会の奨励賞、論文賞、躍進賞、功績賞、学会賞、小山田記念賞などにエントリーすること。

最後に馬場博士の遺訓を紹介する。馬場博士は77歳でなくなる4ヶ月前にこれから研究を始めようとする新人に向けて「住友軽金属におけるアルミ新製品開発秘話」の講演をされた。その講演の最後に、アルミ新製品開発の基本について次のように述べられた。「新製品開発の基本はTP³である。TP³とは①Timely, ②Professional, 最初の5年ぐらいは、アルミに関してはどこから質問されても、何でも知っているというぐらいでないと、製品開発はできません。③Production Process and Price (Cost), ④Patent (or パテントに匹敵するキーテクノロジー)。TP³これくらいを基本において研究開発されたらものになります。ニーズ研究は効率が良い。シーズ研究は成功するのは難しい。10～20年要する。成功したら非常に大きな営利になっていく。やるからにはトップを狙うことであって欲しい。いずれにせよ、トップを狙っていて、負けて悔しいなということでリベンジをはかってリカバーする。最低一回は成功体験が必要。しかし、成功体験は捨てなければならない。努力なくして将来なし。開発をしっかりやって、外国に真似のできないようなものを作ってほしい」。馬場博士の遺訓を、ぜひ次の世代に受け継いで行って欲しいと願う。

参考文献

- 1) 吉田英雄：住友軽金属技報, 53 (2012), 60-78.
- 2) 吉田英雄：住友軽金属技報, 54 (2013), 264-326.
- 3) 竹内勝治：アルミニウム合金展伸材－その誕生から半世紀－, 軽金属溶接構造協会, (1986).
- 4) 竹内勝治：技術の歩み, 住友軽金属工業株式会社, 非売品, (1995).
- 5) 住友軽金属年表 (平成元年版), 住友軽金属工業株式会社, (1989).
- 6) 創業100年史, 古河電工, (1991), 171.
- 7) M.B.W. Graham and B.H. Pruitt: R&D for Industry, A Century of Technical Innovation at Alcoa, Cambridge, (1990), 170.
- 8) 西村秀雄：随筆・軽合金史 (第20回), 軽金属時代, No. 191 (1950), 2.
- 9) グループ38: アルミニウム製錬史の断片, カロス出版, (1995), 8.

- 10) 秋津裕哉：わが国のアルミニウム製錬史にみる企業経営上の諸問題，建築資料研究社，(1995)，59.
- 11) 吉田英雄：軽金属，**64** (2014)，111-116.
- 12) 堀越二郎：零戦，その誕生と栄光の記録，角川文庫，(1970)，64.
- 13) 寺井士郎：住友軽金属技報，**29** (1988)，93-98.
- 14) 佐藤史郎：アルミニウム **11** (2004)，38.
- 15) 永田公二：軽金属，**60** (2010)，192-201.
- 16) Y. Baba: Tran, JIM., **7** (1966)，224., 馬場義雄：住友軽金属技報，**9** (1968)，24-31.
- 17) 馬場義雄：軽金属，**50** (2000)，398-408.
- 18) 吉田英雄，宇野照生，馬場義雄：軽金属，**34** (1984)，689-701.
- 19) 馬場義雄，吉田英雄：住友軽金属技報，**18** (1977)，68-79.
- 20) 日本航空宇宙工業会：革新航空機技術開発に関する研究調査，高靱性アルミニウム合金の開発の研究，神戸製鋼所，住友軽金属工業，古河アルミニウム工業，成果報告書No. 506 (1981)，No. 603 (1982)，No. 702 (1983).
- 21) 軽金属学会研究委員会：高強度・高靱性アルミニウム合金の諸性質，研究部会報告書No. 13，(1985).
- 22) 吉田英雄，毛利英一，平野清一，箕田 正，日比野壮美，岡島賢三，伊藤日出国，塚本鎮正：軽金属，**46** (1996)，89.
- 23) 日本航空宇宙工業会：航空機部品・素材産業振興に関する研究調査，低コスト胴体構造部品加工法の開発，三菱重工業，住友軽金属工業，成果報告書，No. 807 (1994)，No. 904 (1995).
- 24) 箕田 正，吉田英雄，都筑隆之：軽金属，**49** (1999)，161-165.
- 25) 金兒龍一，平野克也，越岡悟史，加藤勝也，箕田 正，中井康博：軽金属，**65** (2015)，95-100.
- 26) 日本航空宇宙工業会，革新航空機技術開発センター：革新航空機技術開発に関する研究調査，超塑性高力アルミニウム合金の開発および一体化加工法の研究，住友軽金属工業，三菱重工業，No. 802 (1984)，No. 901 (1985)，No. 6001 (1986).
- 27) 日本航空宇宙工業会：航空機部品・素材産業振興に関する研究調査，Al-Li合金の超塑性材料開発，超塑性加工法の研究，三菱重工業，住友軽金属工業，成果報告書，No. 105 (1987)，No. 205 (1988)，No. 307 (1989).
- 28) 吉田英雄，田中宏樹，土田 信：軽金属，**39** (1989)，817-823.
- 29) 吉田英雄：住友軽金属技報，**36** (1995)，37-46.
- 30) J.A. Wert, N.E. Paton, C.H. Hamilton and M.W. Mahoney: Metallurgical Transactions A, **12A** (1981)，1267-1276.
- 31) J.A. Wert: Superplastic Forming of Structural Alloys, edited by N.E. Paton and C.H. Hamilton, TMS-AIME, (1982)，69-83.
- 32) 吉田英雄：軽金属，**41** (1991)，331-337.
- 33) 土田 信，吉田英雄：軽金属，**39** (1989)，587-606.
- 34) C.C. Bampton, J.A. Wert and M.W. Mahoney: Metallurgical Transactions A, **13A** (1982)，193-198.
- 35) 吉田英雄，大久保喜正：軽金属，**64** (2014)，285-291.
- 36) 特許第1387695号 超塑性高力アルミニウム合金の製造法，吉田英雄，宇野照生，出願，昭和58年(1983)12月8日。
- 37) 吉田英雄：軽金属，**41** (1991)，338-343.
- 38) 吉田英雄：軽金属，**41** (1991)，446-452.
- 39) 吉田英雄，田中宏樹，土田 信：住友軽金属技報，**29** (1988)，58-68.
- 40) 吉田英雄：軽金属，**41** (1991)，453-458.
- 41) 宇野照生：学位論文(東北大学)，1985.
- 42) 馬場義雄，宇野照生，吉田英雄：住友軽金属技報，**21** (1980)，123-139.
- 43) 馬場義雄，吉田英雄：軽金属，**31** (1981)，195-205.
- 44) 馬場義雄，吉田英雄：日本金属学会会報，**22** (1983)，115-120.
- 45) 馬場義雄，吉田英雄：塑性と加工，**27** (1986)，333-338.
- 46) 森山 勉，吉田英雄，土田 信：軽金属，**39** (1989)，184-189.
- 47) 吉田英雄：軽金属，**64** (2014)，179.
- 48) 浅野峰生，中村拓郎，吉田英雄：軽金属，**64** (2014)，279-284.



吉田 英雄 (Hideo Yoshida)
(株)UACJ 技術開発研究所