



アルミニウム技術史 – ジュラルミンから超々ジュラルミンまで – (第三回) 日本におけるジュラルミンおよび超ジュラルミンの研究 および製造技術の発展*

吉田 英雄**

History of the Aluminum Technology from Duralumin to Extra Super Duralumin (Part 3) Development of Research and Fabrication Technology about Duralumin and Super Duralumin in Japan*

Hideo Yoshida**

1. はじめに

Zeppelin 飛行船の骨材が日本に持ち込まれて以来、日本でジュラルミンの研究およびその製造が始まった。ジュラルミンの研究においてはなぜ室温時効で硬くなるのかといった基本的な問題に日本でも多くの研究者が取り組んだ。また製造技術の面でも鋳造を含めて生産技術の確立が大きな課題であった。ここでは主に、住友（住友伸銅所、住友伸銅鋼管、住友金属）での技術の発展を取り上げる。ここでの取り組みが一番早かったのと、ジュラルミンの製造を始めた頃の古い研究報告書や論文、資料が多く残されていることによるものである。最後に、何故日本では、24Sのような超ジュラルミン開発ができなかったのか考察する。

2. ジュラルミンの調査と製造^{1)~4)}

2.1 Zeppelinの骨材調査とジュラルミンの試作

C. M. HallとP. L. T. Héroultがアルミニウムの電解精錬法を発明した1886年の翌年には、少量のアルミニウムが陸軍砲兵工廠に輸入され、貴重品扱いで金庫に保管されたようである。その後、軍需用器物として使用されたのは1894年からである。住友伸銅場は1897年安治川に開設され、翌年、陸軍砲兵工廠から地金を受取り、アルミニウムを圧延して納入した。1913年7月、住友伸銅所（同年6月に伸銅場から伸銅所と改称）は農

商務省技師で金属製品の分析・試験に従事していた杉浦稠三（しげぞう）氏を招いて試験係に任じた。1916年には、杉浦氏は「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」と発案し研究課が設けられた²⁾。日本で工場に研究課が設置されたのはこれが最初である。1916年末海軍艦政本部、大阪海軍監督官長経由でFig. 1に示すようなZeppelinの骨材が住友伸銅所に持ち込まれ、翌年この材料の調査を行ったのが研究課の杉浦氏であった。その分析結果や英国金



Fig. 1 Part of the framework of Zeppelin Airship shot down near London, brought into the Japanese Navy and stored in UACJ Corporation^{2), 4)}.

* 本稿は軽金属, 65 (2015), 627-637に掲載された論文に加筆、補正したものである。

This paper is the revision of the paper published in Journal of The Japan Institute of Light Metals, 65 (2015), 627-637.

** 超々ジュラルミン研究所, 博士 (工学), (元 (株) UACJ R&Dセンター 顧問)

ESD Laboratory, Dr. Eng., (Formerly, Research & Development Division, UACJ Corporation, Adviser)

属学会誌JIM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。この住友軽銀の成分はCu 4%, Mg 0.5%, Mn 1.0%, Al残である。海軍から住友伸銅所にこの調査依頼した経緯は明らかでないが、杉浦氏は戦後の航空機用軽金属材料に関する座談会で「当時は金属に関する研究機関が少なく、住友伸銅所は一つの独立した金属専門の研究部門を持っていたためではないか」と述べている^{1), 5)}。1921年伸銅所は初めてジュラルミンの工業生産を行い、横須賀海軍工廠において英国Vickers社製SS式軟式飛行船を国産化するために吊り船やそのほかの構造材料として板管棒計1トン余りを受注した^{1), 2)}。海軍が1919年英国Vickers社に発注した飛行船は、ゴンドラ(吊船)を木製からジュラルミン製に変えたSS式1号飛行船であり、1921年完成したが、2ヶ月後格納庫で試験中に爆発した。このため設計図と予備部品をもとにして1922年国産化を行った。これをSS式3号飛行船(Fig. 2)⁶⁾と呼んだ。この飛行船もその後全面改修されたが1924年空

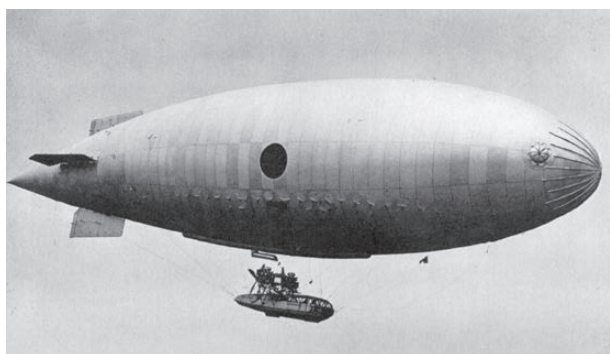


Fig. 2 SS-type No.3 airship manufactured by the Japanese Navy⁶⁾.

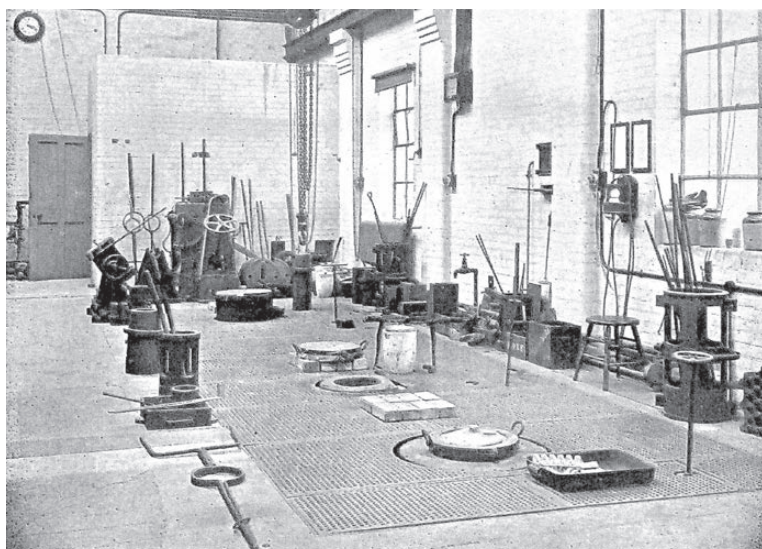


Fig. 4 Experimental foundry and machine for combined clamping and cross tilting of slab molds at the National Physical Laboratory (NPL)⁹⁾.

中爆発を起こし、5名が殉職した⁷⁾。Hindenburg号爆発の13年も前のことである。

当時のジュラルミン製造技術はきわめて初歩的なものであったため、海軍は飛行艇を建造するため招聘した技術者の中で、T.W. Paganを伸銅所に推薦してきた。彼はNPL (National Physical Laboratory) のRosenhainに師事していて英国のアルミニウム製造技術を把握していたことによる。1922年1月から8ヶ月間、住友伸銅所に嘱託として採用され、鑄造、圧延、押出、抽伸の各部門と波板と型材の製造方法について指導した。また、従来造塊方法であるFig. 3に示すような鑄型に鑄込み、湯道は凝固後タガネで落とし、中央部の押し湯を切削して圧延に供する「平流し法」や、鑄型を立てて上から鑄込む「縦流し法」は、傾斜鑄造法に改められた。傾斜鑄造法は、NPLのRosenhain博士の考案によるもので、Fig. 4にNPLの当時の鑄造実験室と傾斜鑄造機を示す⁸⁾。Fig. 5のように鑄型を傾斜させ、溶湯を注ぎ込

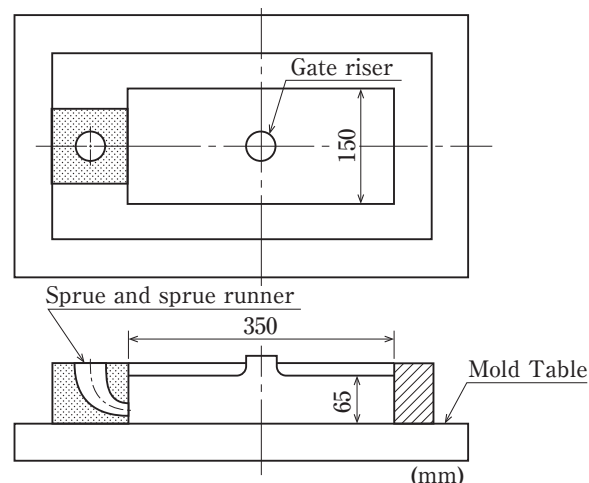
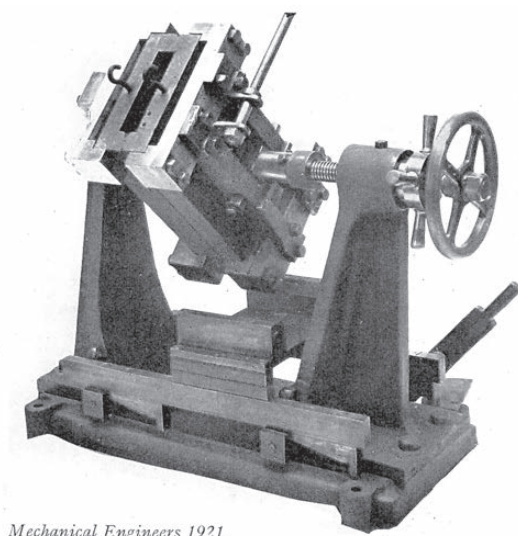


Fig. 3 Horizontal flat mold¹⁾.



Mechanical Engineers 1921.

みながら徐々にハンドル操作で機械的に鋳型を立てていく方式である⁹⁾。鋳型には当初aのように湯道をつけたが、切断ロスや切断工数がかかるため、bのように端面を屋根形状にした。Paganはハンドル操作の代わりに鋳型の下にチェインブロックをつけて傾斜させた。これによりジュラルミン鋳塊は板用が厚さ57 mm (2.25 in)、棒用が直径89 mm (3.5 in) となった。焼入れにも彼の指導で硝石炉を使用するようになった¹⁾。

この年の4月中島式Breguet型飛行機(中島B-6 複葉機)の機体構造にはじめて伸銅所製ジュラルミンが使われ、「軽銀」号と命名された(Fig. 6)^{11), 12)}。ジュラルミンの本格的採用は1930年以降の全金属製の機体となつてからである。Fig. 7に示す九二式重爆撃機¹³⁾や九三式重爆撃機並びに九三式双軽爆撃機は、Junkers社の機体をベースに設計されたためにJunkers式の波板構造の全金属機で、波板外板によって覆われていた。

2.2 ジュラルミン製造技術習得団

1922年第一次世界大戦が終わり、日本は戦勝国としてドイツから賠償の1つとして何百台かの飛行機を受け取ることになっていたが、「飛行機を得るのは全くの一時の利得であり、むしろ、その製作技術、例えば機体の設計とか軽合金の製法を習得する方が国家百年の大計である」¹⁾とされ、その結果ジュラルミン製造技術習得団が派遣されることになった。1922年3月、習得団は海軍造機大佐石川登喜治(ときじ)¹⁴⁾(Fig. 8, *1)

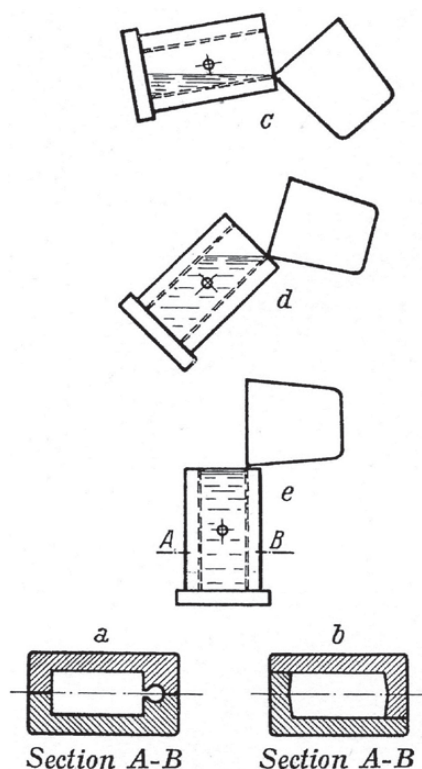


Fig. 5 Tilting-mold method and cross sections of mold¹⁰⁾.



Fig. 6 Breguet 14 type aircraft, named "Keigin" fabricated by Nakajima Aircraft Industries, (1922)¹¹⁾.

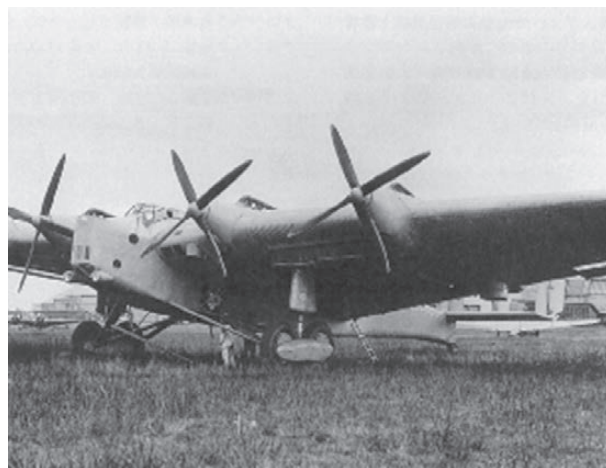


Fig. 7 Type 92 Heavy Bomber (1931)¹³⁾.

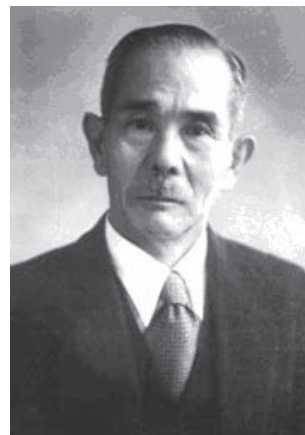


Fig. 8 Prof. Tokiji Ishikawa¹⁴⁾.

脚注*1

石川登喜治：1879年(明治12年)に九州の柳川市に生まれ、東京帝国大学を卒業後、海軍佐世保工廠に勤務、その間に英国に留学。1919年には船用プロペラの材質、マンガン青銅の研究で帝国学士院賞を受賞。その後、1930年に海軍造機中將を退き、当時の日本鑄物協会(現：日本鑄造工学会)の初代会長を務めた。住友金属工業の顧問となる。1937年1月、早稲田大学は石川登喜治博士を招聘。早稲田大学教授に就任し、鑄物研究所を創立し初代所長となる。鑄造技術は全ての金属製品を作る根底をなすものであるから、鑄物研究所をわが国の金属工業は勿論、工業全般の進歩に寄与する存在にしたいと考えていた。その後、鍛造・圧延・プレス・押出しなどの塑性加工の実験棟を建設。1946年3月所長辞任。1964年(昭和39年)6月23日、享年84歳で逝去。(早稲田大学各務記念材料技術研究所のホームページより⁸⁾)

を団長とし、陸海軍それぞれ若干名と住友伸銅所の技術者4名をもって組織された。1922年4月20日出発、7月下旬Dürenに到着し、9月中旬まで、Dürener Metallwerke A.G.でジュラルミン製造技術を実習、その後ドイツと英国の工場を見学して、翌年2月23日帰国した。Dürener Metallwerke A.G.では「同社の作業員と同様に勤務して習得した内容を毎週取りまとめ、同社提供のジュラルミン製造方法習得書と照合検討の上、疑問点は質問して技術の真髄を習得するように努めた」とのことである。なお、ジュラルミンは同社がWilmの特許を工業化したもので、当時、英米仏等の諸国に特許を分譲していた関係から、一行の技術習得に関して住友の名において有償契約の締結が要望され、その結果、陸海軍関係者も形式上は住友派遣員として実習した。なお、ジュラルミン製造技術習得団とともに金属機体製造技術習得団も渡独している。

ジュラルミン製造技術習得団に関しては、団長の石川登喜治博士が、戦後、日本経済新聞の昭和33年3月16日付けに「ジュラルミン秘話」と題して書かれた記事があるので、これを紹介する。「戦勝国はドイツからの戦利品を早いもの勝ちでとりあった。アメリカなどはいちはやく、Zeppelin号二台と飛行機数十台を確保してしまった。日本は出足がおくれて、もらい分というのはいらないものはなかった」そうである。石川博士によると、「実は日本ではいいのはZeppelin飛行船である。さらに突っ込んでいえば、Zeppelinの材料であるジュラルミンの秘密なのだ。この合金をどうやって冶金するか。どうやって薄くのばすか。どうやってそれをまげるか等々の秘密なのである」。石川博士には1915-1916年、英国のGlasgow大学に留学した時に、Doverで撃墜されたZeppelin飛行船のジュラルミンのかけらをひろい日本にもちかえたものの、それを作る方法がわからずそれに近いものは出来るのだが、金属としてずっと性能の低いものしかできなかったという苦い経験があった。こういった事情があつて、Zeppelin二台分を作る材料をもらいたいと申し入れた。その結果、Dürener Metallwerke A.G.に図面の提供と管、板、アングルなどを作ってもらうことに契約がまとまり、現地の工場見回りとして派遣されたとのことである。いよいよ製作が始まると、肝心なところに来ると私たちに見せないようにする。工場内ではノートを出してメモをとってはいけないうことになっており、すべては目で見ただけの習得でなくてはならなかった。日本ではその工場で行っているのと同じスケジュールでジュラルミンを作る態勢をととのえていて、同じものをつくりつつあった。工場で知りえたことは秘密電報で本国

に送り、本国ではその知識にもとづき製作をするといった段取りであった。まえもって相当研究してかかったが、分からないこともあった。たとえばジュラルミンの板がでこぼこになっているのが一晩立つとピンと平らになる。技師長に質問すると「これは夜になると伸びるんです」といって追及を避けた等々。詳細は記事を読んでいただくとしていろいろな苦労話があったようで、これがその後の製造技術の発展の礎になった。

なお1921年、日本も戦利品としてZeppelin飛行船L37 (LZ75) 1隻と飛行船格納庫1棟を受け取るようになったが、これを日本に運ぶことは無理と考えたのか、2年間も格納庫に入れたままにしたため劣化してしまい、飛行船はその場で解体して、船首部、尾部、ゴンドラおよび船体の一部と気囊、計器、無線電信機、発動機(六基)が運ばれてきたという。一方、格納庫は霞ヶ浦に移築され、東京駅が二つ入ってしまう大きさだといわれた。この格納庫は日本海軍が飛行機の格納に使用していたが、1929年にGraf Zeppelin号が日本に立ち寄った際に一時的にこの飛行船の格納庫として使用された^{7), 8)}。

2.3 住友におけるジュラルミン製造技術の確立 (桜島新工場建設)

1923年、Paganの指導と「ジュラルミン製造技術習得団」によってもたらされた技術を組み合わせることによって、新しい製造設備を起業する計画が立てられた。溶解には圧風式可傾炉を用い、200 mm (8 in) 角型鋳塊を傾斜鋳造機にて造塊し、この鋳塊を1000トン型水圧機で鍛造後、帯状圧延しようとする製造法である。しかしこの計画は工場移転の議が起こり、1928年の桜島新工場移転まで持ち越された。この間、1926年住友合資会社より分離して住友伸銅管株式会社が設立され、Alcoaとの提携が1928年成立した。Alcoaは地金販路拡大のため、日本の加工会社との提携を模索しており、1925年株式会社住友電線製造所との提携が成立、この関係から住友伸銅管もAlcoaと提携し、溶解炉とアルミ板専用の圧延工場を建設することとなった。なお、Alcoaは1928年5月、カナダ法人のAluminum Limited (Alcan) を設立したため提携先も海外事業を主とするAlcanに変わった。1930年、Alcanとの合併で桜島の板工場と八尾の箔工場を母体に住友アルミニウム株式会社(現、東洋アルミニウム)が設立された。

桜島移転に伴い、プロペラ翅素材やクランクシャフトなどの大型鍛造品、薄板を板曲げとダイ抽伸で製造するプロファイル品、さらに鋳造、圧延、押出並びに抽伸に関する設備の拡充と新技術の採用が行われた。当時の飛行船などの骨組みに使用されたのはジュラルミ

ン板を曲げ加工しその後ダイス抽伸を数回繰り返して製造するプロフィールである。大量生産になるとロール成形に置き換わった。**Fig. 9**上はジュラルミン・プロフィールの断面形状である。押出形材の最小肉厚は3 mmが限度であったため、板からのプロフィールが用いられた。プロフィールは厚さが0.4～0.6 mm程度、長さが4～5 mである。Fig. 9下に示す引抜機には4段のペアに配置されたロールが設置されている¹⁰⁾。1939年頃になると押出最小肉厚は1.2 mmとなり、これより薄くする場合には圧延と抽伸で仕上げた。

2.3.1 鑄造技術

この桜島新工場の鑄造設備は、可傾炉4基と坩堝炉48基である。最初は80 kg角型鑄塊、直径140 mmの40 kg鑄塊が傾斜鑄造法で鑄込まれたが、1931年には鍛造素材用に280～330 mm (11～13 in)角型鑄塊 (110～120 kg) が、管用には直径150 mmの30 kg鑄塊または直径230 mm (9 in) の50 kg鑄塊が造塊され、逐次大型化に移行した。鑄型も**Fig. 10**のように、湯口付き鑄型で湯口から注がれた溶湯は金網を通過して徐々に底部から鑄型内に流入するDüren方式 (左) から予め鑄型片面に金網付湯口をつけた方式 (右) に改良された。いずれもフィルターとして金網が用いられている。溶解炉はAlcanと協議した結果9トン反射炉を初めて採用した。

反射炉の前には**Fig. 11**のように4列に各4基配列された合計16基の傾斜鑄造機が配置され、朝8時半から鑄込み開始し午後3時半鑄込み終了、炉内清掃し、夜間に11トン溶解する一日一溶解方式であった。鑄型はブ

ックモールドで、鑄造方法は反射炉より溶湯を取鍋に入れ、60度傾斜している鑄型に鑄込み始め、鑄型を徐々に回転させ垂直になって鑄込みが終了する。この当時の板用鑄塊寸法は110×280×610 mm (4.5×11×24 in) (約53 kg) であった。**Fig. 12**は当時のAlcoaでの圧延用インゴットを製造する様子を示した写真である¹⁵⁾。

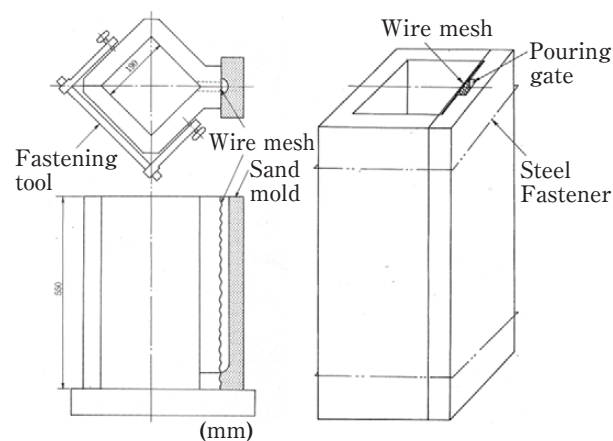


Fig. 10 Düren-type mold (left) and the modified-type (right)¹⁾.

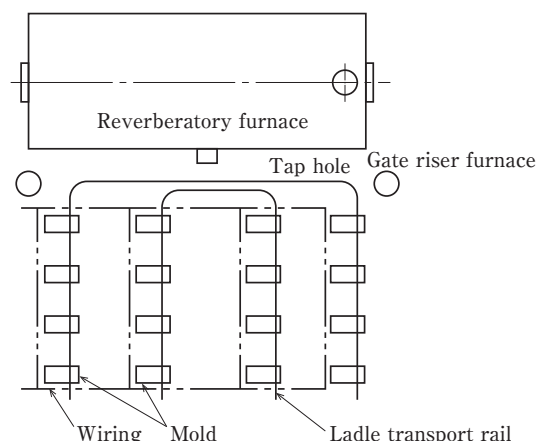


Fig. 11 Layout of reverberatory furnace and molds¹⁾.

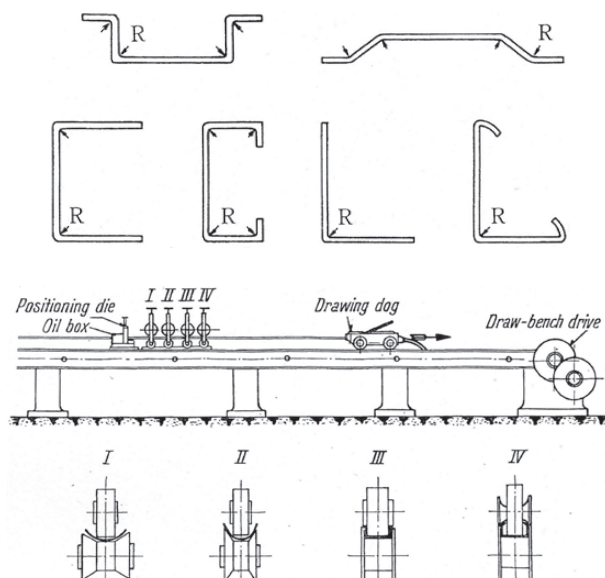


Fig. 9 Shapes of profiles and roll forming machine¹⁰⁾.

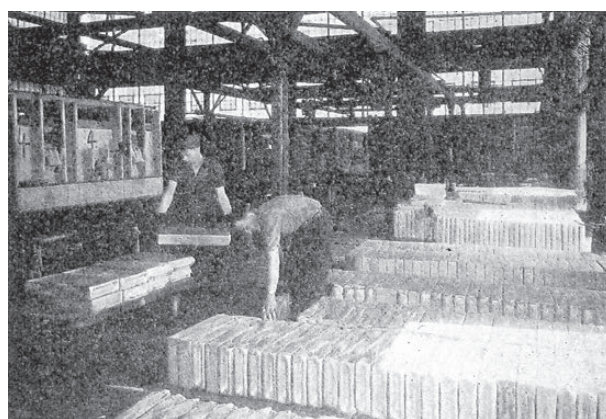


Fig. 12 Open-hearth furnace, tilting type, for remelting aluminum; rolling ingots in foreground¹⁵⁾.

1928年にプロペラ翅素材の鍛造が始まり、大型鋳塊の必要が生じた。プロペラ翅鍛造用鋳塊はバケツ型で、1931年頃は上部直径330 mm、下部直径305 mm、高さ483 mm、110 kgで、これが次第に大きくなって、1942年頃には上部直径が600 mm、下部直径が800 mm、500 kg鋳塊が用いられている。材質は25S (Al-4.5%Cu-0.8%Si-0.8%Mn) である。

1931～1940年鋳型を木炭で加熱後、反射炉から注湯し空タンク内に入れ、鋳型の下部を周囲から放水して冷却し逐次、放水を鋳型上部に移して凝固させる方式を採用しており、水冷鋳型法と称した。問題は鋳塊の中心に巨大金属間化合物が生じやすいことである。これを改良するためにFig. 13に示すような加熱水冷式鋳造法 (SKS - II 式, SKSはSumitomo Kinzoku Sindoshoの略) が開発された¹⁾。溶湯を入れた鉄製取鍋を木製水槽の中に徐々に降下させ冷却させるが、水槽に入るまでをガスバーナーと水スプレーで冷却速度を調節する方式である。

2.3.2 圧延技術

板工場の主要設備は三段熱間圧延機1基、大型二段圧延機10基、小型二段圧延機12基、板引張矯正機1基、石炭炉10基であった。その内新設したものは幅1,230 mm (4 ft) 迄圧延可能なKrupp社製三段熱間圧延機、英国Robertson社製小幅用圧延機、石炭炉はRockwell社から購入した特許に基づいて製作された炉であった。

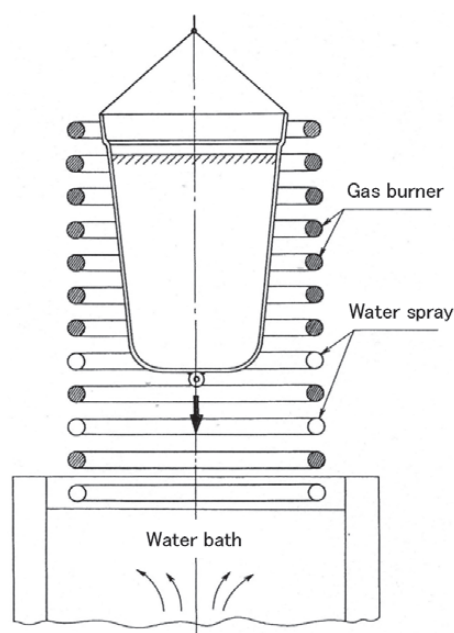


Fig. 13 Casting mold with controlling cooling rate by gas burner and water spray named SKS-II type¹⁾ (SKS: Sumitomo Kinzoku Shindosho).

三段熱間圧延機は現在でも使用している会社もあるが、その外観と圧延方式の模式図をFig. 14に示す¹⁰⁾。ロール回転を逆回転しなくてもよいので、二段熱間圧延機より効率がよいことが特徴である。鋳塊はすべて傾斜鋳造法によるものであり、1931～32年頃の60 kg鋳塊から80 kgへ、さらに鋳塊端面が丸型の70, 90 kg、1939年頃には120 kg鋳塊が使用された。

熱間圧延の工程はジュラルミンの場合、500℃、8時間の均質化処理を施したのちに、440℃で鋳塊厚さ120 mmを75 mmまで圧延し、その後面削したのちに再加熱し、同じく440℃で熱間圧延して6.4 mmまで圧延する工程である。この工程をFig. 15に示す。ここで特徴的なことは、鋳塊をまずその厚さの2/3程度までに圧延を行

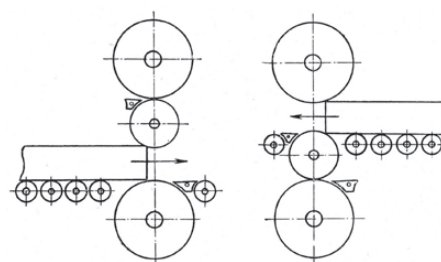
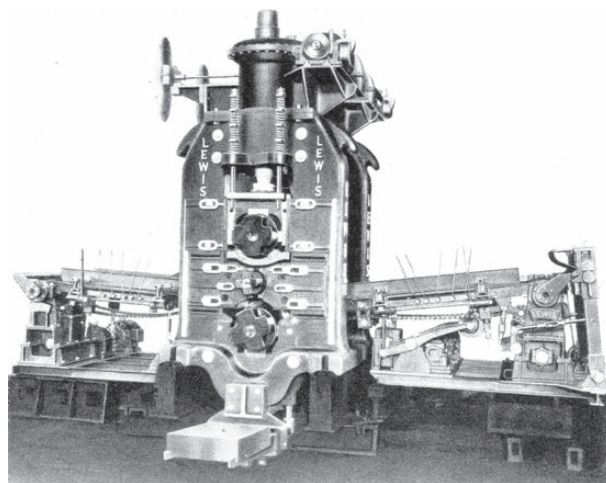


Fig. 14 Three-high hot rolling mill and its principle¹⁰⁾.

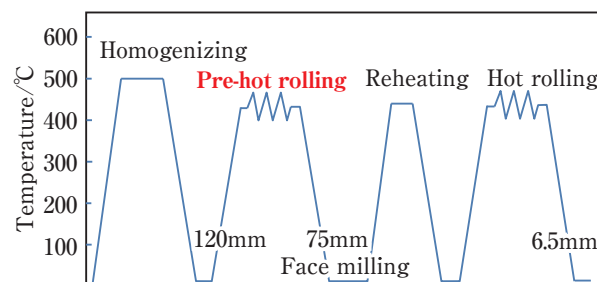


Fig. 15 Pre-hot rolling process (numerical values in the figure indicate plate thickness)¹⁾.

い面削で疵を除去後再加熱し、通常の熱間圧延を行う圧延方式である。通常圧延の前の圧延を「押え圧延」と称した¹⁾。押え圧延の考え方は、戦後の高靱性高強度合金の開発の中で提唱された中間加工熱処理の考え方の原型となるもので、鑄造組織を予備圧延(鍛錬)によって如何に壊すかということが課題である。他社では押え圧延の代わりにプレフォーミングと称して熱間鍛造が行われた。クラッド材については、鑄塊の両面に所定の厚さに圧延した皮材を被覆し、鉄のバンドで締め付けたあと熱間圧延で圧着したが、その後、鑄造時に皮材を溶着させてからは皮付き鑄塊を用いて前述の工程で熱間圧延された。

冷間圧延では、大板は910×1830 mm (3×6 ft), 1220×2440 mm (4×8 ft), 1520×3050 mm (5×10 ft) 並びに1000×2000 mmの4種類、小板は400×1200 mm, 500×1200 mmの2種類が標準寸法で、大板の最小板厚は0.5mm, 小板は0.3 mmであった。大板の圧延には二段圧延機660×1670 mm (26×66 in) が用いられ、6.4 mm (0.25 in) 熱間圧延板を焼鈍後圧延し、中間焼鈍を施してから途中で2枚合わせにし、0.8 mmまで圧延した。0.6 mm, 0.5 mm板は3枚重ねの圧延である。焼入れ後は冷間スキンプラス上がりが主で、引張矯正は必要に応じて行った。板厚1.0～1.5 mmのものはすべてロール矯正である。小板圧延には、Schmitz社製2基とFarrel社製1基の小型帯板圧延機を用いた。プロファイル用素板には長さ5000 mmに切断後、引張矯正したがコイルで出荷したものもあった。

2.3.3 押出技術

管・棒・線用としてはKrupp社製1000トンの横型水圧押出機が1基で、1935年頃にSchloemann社製2000トン1基が設置された。前者にはコンテナヒータがなく、薪を焚いて暖めた。鑄塊は直径140 mm (5.5 in) のものが使用された。後者は複動型で、コンテナはガスバーナー方式で、鑄塊は180 mm (7 in) のものが使用された。堅型水圧押出機はHydraulik社製600トン2基が設置され、小径管の素管の押出に使用された。そのほか、丸棒の熱間圧延と管の熱間マンドレル圧延用に3段溝ロール圧延が3基、2段溝ロールが2基用いられた。

ジュラルミン押出型材の製造に使用されたのはKrupp社製の1000トン横型押出機で、大まかな形状を押し出し圧延と抽伸で仕上げた。その後、Schloemann社製2000トンも使用された。

2.3.4 鍛造技術

鍛造にはプロペラ翹素材用として1930年6トンエアー

ハンマーが設置された。その後、1000トンの堅型水圧機3基とスクリーブプレス4基並びに3トンエアーハンマーが2基設置された。

3. 材料開発

3.1 住友の材料開発, ジュラルミンから超ジュラルミンへ

3.1.1 各種の超ジュラルミン

当時(1929年頃)の住友伸銅所のジュラルミンをTable 1に示す¹⁾。D₂が一般にジュラルミンと称されて、引張強さは410～440 MPa (42～45 kg/mm²) 程度である。この強度レベルを超える合金は合金系に拘らずどれも超ジュラルミンと呼ばれた。

住友伸銅所では日本で初めて工場に研究課を新設した杉浦稠三氏を継いで、ジュラルミンや伸銅などの研究を行ってきたのが、松田孜(つとむ)博士である。さらに松田博士の後を受けて田邊友次郎博士、その後に五十嵐勇博士が登場してくる。

日本においても、1931, 32年頃になると飛行機の性能向上につれて、材料の比強度の向上が要求された。1933年10月の陸軍航空本部技術部(立川)への出張報告(松田, 研究報告No.2270, 1933.10)や「超Duralumin見本提出ニ至ルマデノ二・三ノ試験」(五十嵐, 中田, 研究報告No.2363, 1933.12)をみると、この当時、二種類の「超」ジュラルミンが記されている。五十嵐博士らの社内報告書では第一種超ジュラルミンとして、Al-4.2%Cu-0.70%Mg-0.65%Mn-0.65%Si-0.45%Fe合金が、第二種超ジュラルミンとして、Al-6.0%Mg-4.0%Zn-0.45%Mn-0.15%Si-0.36%Fe合金の試験結果が報告されている。前者の第一種超ジュラルミンは含ケイ素超ジュラルミンで、後者の第二種超ジュラルミンはAl-Mg-Zn系合金である。後者の合金は海軍技術研究所の五百旗頭(いおきべ)中佐の指示によるものである(「五百旗頭式超Duralumin製作に関して海軍技術研究所へ出張報告」, 五十嵐, 研究報告No.2167, 1933.8.7)。この五百旗頭中佐の下に、二年後超々ジュラルミンを五十嵐勇博士と一緒に開発することになる北原五郎技手がいた。

Table 1 Duralumin based alloys in Sumitomo (1929)¹⁾.
(mass%)

Alloy	Cu	Mn	Mg	Si	Al
D ₀	4	0.30	0.50	0.30	R
D ₁	4	0.55	0.53	0.30	R
D ₂ (Duralumin)	3.85	0.45	0.53	0.30	R
D ₃	2.50	—	0.30	—	R

3.1.2 世界の動向調査

田邊博士は1933年8月から1934年4月にかけて、松田博士も1935年10月から1936年4月欧米に相次いで出張し航空機用アルミニウム合金や銅合金の調査を行った。この背景としては、アルミニウム合金では各国で航空機用の超ジュラルミンやピストン用合金の開発がしのぎを削っていたことによるものと思われる。住友金属工業・研究報告に掲載された田邊博士の報告、「欧米に於ける航空機用非鉄合金に就て」¹⁶⁾では、当時の状況を「ご承知の如く世界は其の何れの国たるを問わずナショナリズムの波澎湃として其岸を洗ひ、工場見学は極めて困難で、航空機に関して殊に甚しい。就中ドイツに於てはゲーリングが航空相として極度の秘密主義を採り航空研究所の見学すら思ふに任せぬ」とある。こうした状況の中、精力的に欧米を視察してきた。

ドイツに於ける軽合金については、「之は独りドイツのみではないが、航空機用強力鍛錬アルミニウム合金としては依然としてジュラルミンが斯界の王座をすべっていない。併しながら、引張強さ440 MPa (45 kg/mm²) 以上、出来得べくんば490 MPa (50 kg/mm²) 以上のものを得んとする即ち超ジュラルミンの研究が盛んである」と¹⁶⁾。Dürener Metallwerke A. G.では従来の超ジュラルミン681ZB (Al-4.2%Cu-0.9%Mg-0.6%Mn-0.5%Si) とその強度10%向上させたDM31 (Al-4.2%Cu-1.2%Mg-1.2%Mn-0.5%Si) と称する超ジュラルミン合金を開発している。米国に於ける軽合金では、Alcoaの開発に係わるもので、「現今最も注目すべきは24ST及び24SRTである。その組成はAl-4.2%Cu-1.5%Mg-0.6%Mnで、これらのクラッド材もある」と報告している。英国では

RR56やRR59のピストン材を調査している。**Table 2** は欧米各国の超強力鍛錬合金一覧を示す^{16), 17)}。

3.1.3 米国24Sの情報と調査

1933年頃には米国の24S合金の情報が入ってくると、住友は海軍航空本部からの「御注意」もあり、9月にAlcoa製の24SRT材を注文して、12月には入手しすぐに確性調査を行っている。12月の「米国製“24SRT”板試験成績(第1報)」(松田, 研究報告No.2381, 1933.12)では、成分に関して、Al-3.98%Cu-1.59%Mg-0.46%Mn-0.16%Si-0.22%Feで、「注意すべき点は、普通のジュラルミンに比し、(1) Mgの量の非常に大なること、(2) Siの量の小なること、(3) Feの量の小なること、(4) 各板の成分よく一致せること、等で、Mgは焼入状態における引張強さ、降伏点を増し、伸びをも増加する性質を有する点より特にその量を増加したるもの…」と記している。24SRT材は従来の超ジュラルミンよりも、Mg量が多く、Si量の少ないことが特徴であった。入手した材料は引張強さ470 MPa (48 kg/mm²)、耐力390 MPa (40 kg/mm²)、伸び16%であるが、反復屈曲回数がかかなり小さいことが指摘されている。これは焼入れ後常温圧延を行うことで耐力が上昇したことによるものと考えられた。

3.1.4 含ケイ素超ジュラルミン合金

Alcoa製の24Sを調査したにもかかわらず、1934年当時の研究報告書を見る限り、住友では、ドイツの681ZBやDM31合金と同様に焼入れ焼戻しする含ケイ素超ジュラルミンが研究開発の対象であり、前述の第一種超ジュ

Table 2 High strength aluminum alloys in Europe and USA (from the review of “Aluminum alloys for airplanes in Europe and USA” (1934) written by Dr. Tanabe¹⁶⁾).

		Cu	Ni	Mn	Mg	Fe	Si	Ti	Cr	Yield Strength MPa	Tensile strength MPa	Elongation %
Germany	DM31-1* ¹	3.5-4.5 3.66		0.9-1.5 1.17	0.9-1.5 1.38	0.29	0.2-0.9 0.65			310-390	450-510	16-10
	DM31-2* ²									390-410	490-510	12-10
Germany	681ZB-1* ¹	4.2		0.6	0.9		0.5			270-330	410-450	18-12
	681ZB-2* ²									350-370	450-470	12-10
USA	24ST* ¹	4.2		0.6	1.5					290	450	20
	24SRT* ²									360	470	13
USA	C17ST	4		0.5	0.5		1.25			340-380	430-480	14-8
France	Avial	1.5-3.5	0.5-1.5		0.25-1.0		0.5		0.5-1.0	290-370	430-530	20-10
Great Britain	DTD252 Duralmin F	3.5-4.7		0.4-1.5	0.4-1.5	<0.7	0.7-1.5			340	>430	>10
Great Britain	RR56	1.5-3.0 2	0.5- 1.51.3		0.4-1.0 0.8	0.8-1.5 1.35	<1.0 0.6	<0.2 0.08		380-420	430-490	20-10

*1 -1, T: quenching and aging at RT

*2 -2, RT: quenching and aging at RT + cold work at RT

ラルミンをSD (Al-4.2%Cu-0.75%Mg-0.7%Mn-0.7%Si), またSA1 (Al-1.2%Mn-0.8%Cu) を被覆した合わせ板をSDC (Super Duralclad) と称して, これらの合金を社内で制定したばかりで, これらの合金の評価を専ら行っていた。制定された時期は明確でないが, SDCの名称が研究報告書で初めて使われたのが1934年9月8日の報告書からである。1934年8月31日海軍航空廠にて, SDC研究会が開催されているが, ここでの議論も前述の含ケイ素超ジュラルミンSDC, 440 MPa (45 kg/mm²) ジュラルミン板材の特性評価と各種形状での強度試験結果についてであった (「SDC研究会概況」(8月31日海軍航空廠), 研究報告No.2731, 1934.9.18)。1935年2月付けの研究報告書 (松田, 研究報告No.2965, 1935.2) をみると, 「超デユラルミン及超デユラルミンクラッドノ規格ハ板ニ就テハ, サキニ海, 陸軍相次イデ制定發布セラレ, 陸軍ニ就テハ, 最近更ニ, 管及棒ノ規格發布セラレ, 超デユラルミンクラッドノ規格モ亦近ク發布ノ筈デアル。…参考トシテ米国の24S系合金ノ規格モ知ラレ居ル丈ケ収録シタ」とあり, SD及びSDC規格制定の動向が書かれている。成分規格をみると海軍と陸軍で異なり, 海軍はCu: 3.5-4.5%, Mg: 0.4-1.0%, Mn: 0.4-1.0%, Si: 0.4-1.0%, Fe: 0.6%以下で, 陸軍はCu: 4.0-4.5%, Mg: 1.0%以下, Mn: 1.0%以下, Si: 1.0%以下, Fe: 0.7%以下である。クラッド材の被覆合金は, 海軍, 陸軍ともに同じで, Mn: 1.0-2.0%, Mg: 0.4-1.0%, Cu: 0.25%以下, Si: 0.3%以下, Fe: 0.6%以下である。ちなみに, 米国の24Sはこの報告書によるとCu: 3.6-4.7%, Mg: 1.25-1.75%, Mn: 0.3-0.9%である。

3.1.5 24Sへの方向転換

しかしながら, 1935年5月頃からの社内の報告書を見ると, T3およびT3C合金の試験結果が報告されるようになる。「従来, SD及SDC板ニ代ワツテ, コノ数ヶ月以前カラ, 新配合ノT3 (従来, SDヨリMg多シ) 並ニ之ノ中味トスルT3C板ノ製造ガ開始セラレタ」とある (「T3及T3C板ニ就テ (第1報)」(東尾, 研究報告No.3200, 1935.6)。住友軽金属の年表と符合する。T3合金押出材の成分はAl-4.14%Cu-1.36%Mg-0.68%Mn-0.14%Si-0.28%Feで, まさに24S合金である (武富, 研究報告No.3202, 1935.6)。この頃から, 住友は超ジュラルミンに関して大きく舵を切ることとなる。当時, 松田孜研究部長のもとで副長をしていた田邊友次郎博士は7月31日付けの研究報告「所謂「超ジュラルミン」ヲ截ル」(研究報告No.3306, 1935.7.31) で次のように総括して今後の方向を述べている。

「1) 超ジュラルミンには, 大別して, Al-Cu-Mg系,

Al-Zn系, Al-Mg系があるが, 薄板の工業生産可能なものはAl-Cu-Mg系に限られている。

- 2) 現行のSD合金 (筆者注: 含ケイ素超ジュラルミンのこと) は焼入れ焼戻しを行うが殆ど完璧に近い。Cu, Mgをさらに増加すれば, 多少靱性は犠牲となるが, より高い強度が得られる。
- 3) 米国の24Sは99.8%のような高純度地金が相当自由に使える国柄で発達したものである。大勢ならば致し方ないが, 日本がこれを採用するのには疑問を持つ。米国でも24Sは高価すぎて, 一般材として最近SD合金そっくりの27S (Al-4.5%Cu-0.8%Mg-0.8%Si) を採用したではないか。
- 4) そうは言っても, Mg量を1.5%まで上げたことはアルコアの努力に深甚なる敬意を表せざるを得ない。かのデュレナ社もジュラルミンのMg量の範囲を0.2-0.7%から0.2-2.0%と上げている。世界の大勢に我等は盲目であってはならぬ。将来, 高級超ジュラルミンはSiフリー, Feフリーの字義通り, Al-Cu-Mg合金によって支配さるべきは確信にて疑わざる処。
- 5) 我等は, 我国は, 徒に24Sに心酔せず, 欧州各国の事例を参照し, 我国独自の立場を, 今しばらくとるべきではあるまいか。99.8%地金の輸入が途絶えた暁はどうするか, 深く思わざるべからず。
- 6) Al-Zn系, E合金 (筆者注, 英国Rosenhainが開発, Al-20%Zn-2.5%Cu-0.5%Mg-0.5%Mn), Scleron (Al-12%Zn-3%Cu-0.5%Mg-0.6%Mn-(0~0.1)%Li系), Constructal 8 (Al-7%Zn-2.5%Mg-1%Mn-0.2%Si系)⁶⁾ など圧延が困難として, すでに過去の遺物となっているが, 再認識して合金開発すべきではないか。五十嵐君発見のAl-Zn-Li系は何とか完成させたいものである。Al-Mg系も地金純度が上がると可能性はあるので, 注目を忘れるべからず。」

この直後に, 五十嵐勇博士の超々ジュラルミンの研究開発開始の意思を示した8月10日付けの「強力軽合金の探求 (No.1)」(研究報告No.3326, 1935.8.10) がでてくる。

14S系超ジュラルミンから24Sに転換した背景には, 焼戻しが必要との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。しかしながら住友が容易に24S系に踏み切れなかったのは, 当時, 国策として国産アルミニウムを使うことが前提とされていたが, 日本に併合されていた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^{18), 19)}。1935年, 台湾の高雄に日本アルミニウムのアルミナ並びに電解工場が設立され, オランダ領ビ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, 日本軍の仏印進駐となり太平洋戦争に突入したと言われている^{19), 20)}。

3.1.6 24S の工業生産

焼入れ焼戻し型の超ジュラルミンSD合金は, その後24Sに代わることとなった^{21), 22)}。住友社内の研究報告書の調査からは, 住友軽金属年表にあるような「24S系の工業化の研究に移り, 昭和10年(1935年)4月ころ, それに成功した」といえるのか分からなかったが, 24S型超ジュラルミンT3はSD, その合わせ板T3CはSDCと称されるようになった。SDCの皮材はSA3 (Al-1.5%Mn-0.55%Mg)合金で, 純アルミニウムを皮材としたAlcoaの24SCより高強度の合わせ板となった^{1), 4)}。

押出形材については, 住友は1924年頃, Krupp社製1000トン横型水圧押出機を用いて, 一辺が50 mm, 肉厚3 mm以上のジュラルミンL型形材の製造に成功し, 川西機械(株)の水圧機フロートの小骨に使用されたのが実用化の最初と言われている。1928年安治川から桜島に新工場を移転してからも前述の一基のみで需要がなかった。当時は大凡の形状を作り圧延と抽伸で仕上げたようである。1935年, Schloemann社製2000トン横型水圧押出機(複動型)が設置された。このことで住友の超ジュラルミンSD(24S)は, 1936年, 全金属製低翼単葉機の九六式艦上戦闘機(Fig. 16)に採用され, 軍用機全盛時代の需要期を迎えることになった。

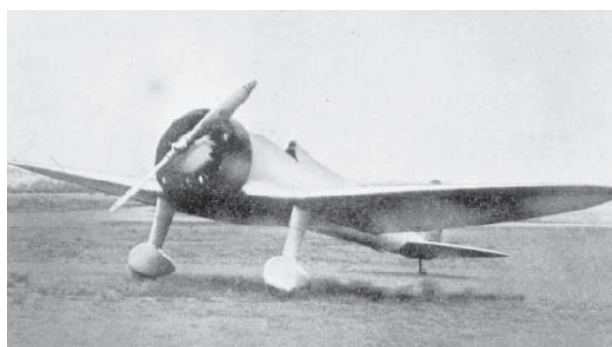


Fig. 16 Mitsubishi Navy Type 96 Carrier-Based Fighter adopted Super Duralumin for the spar of main wing. (<http://www.mhi.co.jp/cats/airplane/photo/presea/96sento.html>)

4. ジュラルミン・超ジュラルミンの基礎研究

日本で公表されたジュラルミンの研究は, 1921年(大正10年)9月に本多光太郎教授のもとで研究を行っていた今野清兵衛博士の発表が最初である^{5), 23), 24)}。11月には, 海軍航空技術廠の大谷文太郎博士が学士会館で軽合金という名称を用いて発表した。軽合金という名称が使われたのはこれが最初である⁵⁾。NPLが1921年8月英国機械学会でE合金やY合金, Al-Mg-Si合金を報告したのとはほぼ同時期である。住友の杉浦氏が発表したのは海軍との秘密保持の関係で1925年になってからである。西村秀雄教授および大日方一司教授の論文に掲載された時効硬化研究の発展史に若干追記した年表をTable 3に示す^{21), 22), 25), 26)}。時効硬化の研究では多くの日本人研究者も活躍していることがわかる。

ここでは超ジュラルミンの研究に関して, 主として住友の五十嵐博士と京都大学の西村教授との研究を紹介する。奇しくも, 両氏は同年(1892年)の生まれである。

五十嵐博士は1937年, 「住友金属工業, 研究報告」に「超ジュラルミン“SD”及超ジュラルクラッド“SDC”に就て」を報告している²⁷⁾。社内の研究報告書を見ると, 研究自体は1935年頃行われている。丁度, 住友が超ジュラルミンとして24Sに舵を切った頃である。五十嵐博士は99.8%地金を使用し, Mn量は0.6%と固定して, Cu量, 2.4~5%, Mg量を0.5~3.8%と変化させ, 505~515℃から水焼入れ後7日間時効したときの強度マップをFig. 17に示す^{27)~29)}。この図から, Cu, 4.1~4.7%, Mg, 1.2~1.8%で引張強さ50 kg/mm²が得られることがわかる。

京都大学の西村秀雄教授(Fig. 18左)も, 1925年頃, 銅マグネシウムを含んだ合金を調べようとして, 状態図の研究を始めたが, その頃まだ日本にマグネシウムはできておらず純粋なものが手に入るのが困難な状況で研究は中断したことを述べている³⁰⁾。この当時「ジュラルミンの時効の原因は(NPLのGayler女史らの研究で), Al₂CuとMg₂Siという化合物の析出に関係したものと考えられていた。硬化の機構はとにかく, この化合物がアルミニウムに固溶していたものが時効によって析出する過程に硬化が生じる, と信じられていた。しかし, 実際Al₂Cuのみを含むアルミニウム銅合金も, Mg₂Siのみを含むアルミニウム合金も, どれも焼入れして常温では時効をあまりしない。Mg₂Siを含む合金などは全く硬化を示さないのである。これが両方の化合物を含んだ時に, どうして常温で硬化が著しいのか不思議でならなかった。アルミニウム, マグネシウム,

銅の三元系合金になると、どうしてジュラルミンのよう
に常温時効が進むのか、この疑問に答えるような研
究はなかった」ので、1934年頃状態図の研究を再開し
た³¹⁾。「その結果Alと平衡すべき三元化合物にSと名
称を与え、その固溶度が24Sの時効の原因をなすこと

を提唱した」と述べている³²⁾。

西村教授は日本金属学会誌第1巻第1号(1937)に「Al
を主成分とせるAl-Cu-Mg-系合金の状態図に就て」³³⁾、
同第2号に「Alを主成分とせるAl-Cu-Mg-系合金の時効
硬化に就て」²⁵⁾、同第7号に「超ジュラルミンの研究(第

Table 3 History of the research on the age hardening of aluminum alloys (added to the tables made by Prof. Nishimura and Prof. Obinata)^{21), 22), 25), 26)}.

Year	Researcher	Research topics	Reference
1906 ~1911	Wilm	Discovery of age hardening phenomena in an Al-Cu-Mg alloy (Duralumin).	Metallurgie, 8 (1911), 225.
1919	Merica, Waltenberg & Scott	Age hardening in Duralumin is due to the solid solubility of Al ₂ Cu in aluminum. Precipitation of Al ₂ Cu caused age hardening.	Sci. Pap. Bur. Stand., No.347 (1919), AIME, (1919), 913.
1921	Jeffries & Archer	Proposal of slip interference theory.	Chem. Met. Eng., 24 (1921), 1057.
1921	Rosenhain, Archbutt, Hanson & Gayler	Determination of quasi-ternary phase diagram: Al-Al ₂ Cu-Mg ₂ Si. Age hardening of Duralumin was due to the change of solid solubility of Al ₂ Cu and Mg ₂ Si.	Eleventh Report of Alloy Research Committee, J. Inst. Mech. Eng. London, 26 (1921), 321. J. Inst. Metals, 29 (1923), 491.
1922	Imano	Special intermediate state (β) before precipitation caused age hardening of Duralumin because no change of crystal lattice by X-ray occurred during aging hardening.	Science Report, Tohoku Imperial University, 11 (1922), 269. Research of Metals, 2 (1925), 13.
1925	Sugiura	A kind of internal change of solid solution caused age hardening.	On the research of Duralumin and the hardening effect of single solid solution alloy by quenching and heating at low temperature.
1928	Goto	Hardening was due to lattice distortion caused by the change of atom displacement to nucleate compounds.	Reports of Aeronautical Research Institute, Tokyo Imperial University, 39 (1927), 271. Alloy Theory, (1929), 267.
1929	Gayler & Preston	Hardening was due to the lattice distortion caused by the precipitation of compounds. Lattice distortion estimated by precise X-ray method.	J. Inst. Metals, 41 (1929), 191.
1930	Honda & Kokubo	Age hardening in Duralumin was due to the lattice distortion caused by the movement of solute atoms in the supersaturated solid solution.	Research of Metals, 7 (1930), 343. Science Report, Tohoku Imperial University, 24 (1930), 365.
1926 ~1930	Schmid & Wassermann	Denial of precipitation theory because no change in X-ray was observed during aging.	Naturwiss., 14 (1926), 980. Metallwirtsch., 7 (1928), 1329; 9 (1930), 421.
1930	Meissner	Development of silicon containing Super Duralumin. 681B, 681B1/3.	J. Inst. Metals, 44 (1930), 204.
1931	Hengstenberg & Wassermann	From the result of measuring the spread of the width of the reflective line during aging of Duralumin, it was presumed that the solute atoms gathered locally in the supersaturated solid solution.	Z. Metallkunde., 23 (1931), 114.
1935	Wassermann & J. Weert	During the artificial aging of Al-Cu alloys, the intermediate phase (tetragonal) prior to the precipitation of Al ₂ Cu was discovered.	Metallwirtsch, 14 (1935), 605.
1936 ~1937	Nishimura	Determination of Al-Cu-Mg ternary phase diagram. Age hardening of Duralumin was mainly due to the change in the solubility of S compound.	Journal of the Mining and Metallurgical Institute of Japan, 52 (1936), 381. J. Japan Institute of Metals, 1 (1937), 8, 59, 262.
1936	Toba	The effect of Si content on the aging properties of the 24S based super duralumin was investigated.	Furukawa Electric Review B (1936), 1.
1936	Fink & Smith	In the Debye-Scherrer photograph, the interference line of the intermediate phase was observed, and the new phase was named θ' for the θ phase of the equilibrium phase Al ₂ Cu.	AIME, Met. Div., 122 (1936), 284.
1937	Igarashi	Relationship between tensile strength of Al-Cu-Mg alloy and Cu, Mg content was clarified.	Sumitomo Metals, Technical Reports, Vol.2, No.10 (1937), 991.
1938	Preston	Intermediate phase appearing at 200°C had a plate shape parallel to the {001} plane of matrix. Aggregates of solute atoms were discovered in the early stage of aging by irradiating Al-Cu alloy single crystal with monochromatic X-ray.	Phil. Mag., 26 (1938), 855. Nature, 142 (1938), 570.
1938 ~1939	Guinier	Aggregates of solute atoms with Al-Cu alloy were discovered in the early stage of aging using X-ray small angle scattering method. The change in the early stage of aging was the formation of GP zone and weak age hardening at high temperature was the precipitation of intermediate phase.	Nature, 142 (1938), 569. J. Inst. Metals, 6 (1939), 177.

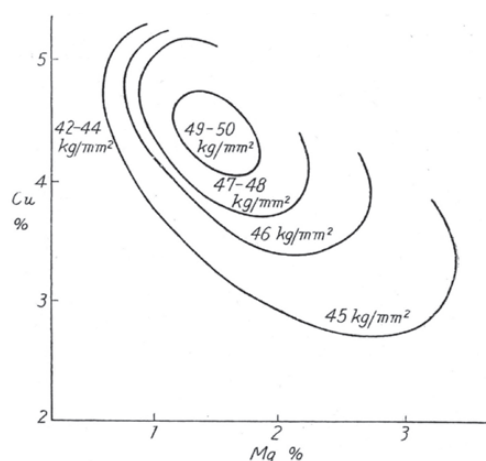


Fig. 17 Effect of the content (mass%) of Cu and Mg on the tensile strength of Al-Cu-Mg alloys, from Dr. Igarashi's data in Prof. Nishimura's textbook (Fig. 18)²⁷⁾⁻²⁹⁾.



Fig. 18 Prof. Hideo Nishimura and his textbook²⁸⁾.

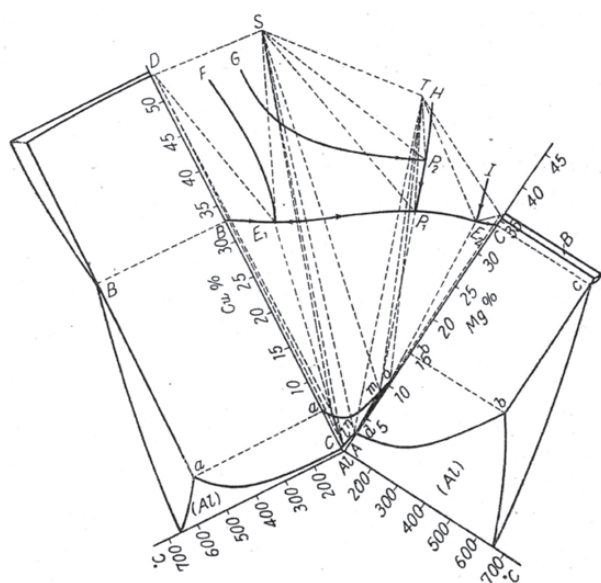


Fig. 19 Ternary phase diagram of Al-Cu-Mg alloys devised by Prof. Nishimura^{25), 33)}.

1報)³⁴⁾を立て続けに発表している。1941年にはこれらの研究成果も入れて、「アルミニウム及其合金」(Fig. 18右)を上梓している²⁸⁾。この本はアルミニウムの歴史から製錬、各種アルミニウム合金の状態図と性質、鑄造から加工(表面処理、溶接)まで、基礎からわかりやすく書かれている。これだけ全般にわたり、一人で執筆されていて、アルミニウムに関して幅広い関心があったと推察される。この関心の広さは随筆「軽合金史」にも反映されている。この本では一章を割いて「ジュラルミン及超ジュラルミン」について解説している。Fig. 19は西村教授の研究によってできたAl-Cu-Mg系三元状態図である。Cu:Mgの量比を変えた実験を行い、Al固溶体から Al_2Cu およびS化合物の析出する区域の合金では常温時効による硬化の割合が大きく、Cu量4%を標準とするとMg量0.5~1.0%を含む合金の常温時効硬化の割合が高く、Mg量が1.5~2.5%程度を含む合金では時効硬化によって硬度が最高値に到達することを明らかにした²⁸⁾。Siの影響についてはFig. 20に示す²⁸⁾。Fig. 20は西村教授の著書に掲載された古河電工の鳥羽安行氏のデータ³⁵⁾をもとに作成した図で500℃、30分加熱後焼入れし、7日後の引張特性である。Siが多く含まれると常温時効後の引張強さも伸びも低くなる。超ジュラルミンにSiが多く含まれると、 Mg_2Si を形成するためS化合物を形成するMg量が減少し時効硬化が阻害されてくる。S化合物は今日では Al_2CuMg と表記されている。

S相を見出しAl-Cu-Mg系合金の時効析出現象を解明したことは西村教授の大きな業績であり、日本の金属学のレベルの高さを示したものである。しかしながら残念なことに、西村教授、五十嵐博士、鳥羽氏などの研究はいずれもAlcoaの24Sが発表された後のことである。

不純物のFeの影響も明らかにされた。田邊博士のもとで超ジュラルミンを研究していた中田氏は「時局の進展と共に資源の節約が益々重要な問題となってくる」として24Sに対する鉄の影響を検討した³⁶⁾。99.8%のアルミニウム地金を用いて鉄量を0.2~1.2%、0.2%ごとに変化させた鑄塊を圧延により1mm板にして、475~505℃で1時間加熱し室温時効させた材料の引張強さと伸びをFig. 21に示す。鉄が増えることで引張強さも伸びも低下することがわかる。鉄が増加することでAl-Cu-Fe系の晶出物や析出物が増加して、銅の濃度低下の原因となる。これらの化合物は溶体化処理では分解せずに残存し伸びの低下の原因ともなっている。

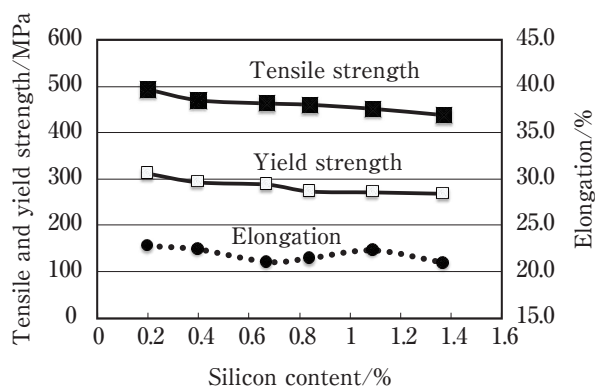


Fig. 20 Effect of Si content on the tensile properties in Duralumin (Al-3.7%Cu-1.6%Mg-0.55%Mn-0.24%Fe)^{(28), (35)}.

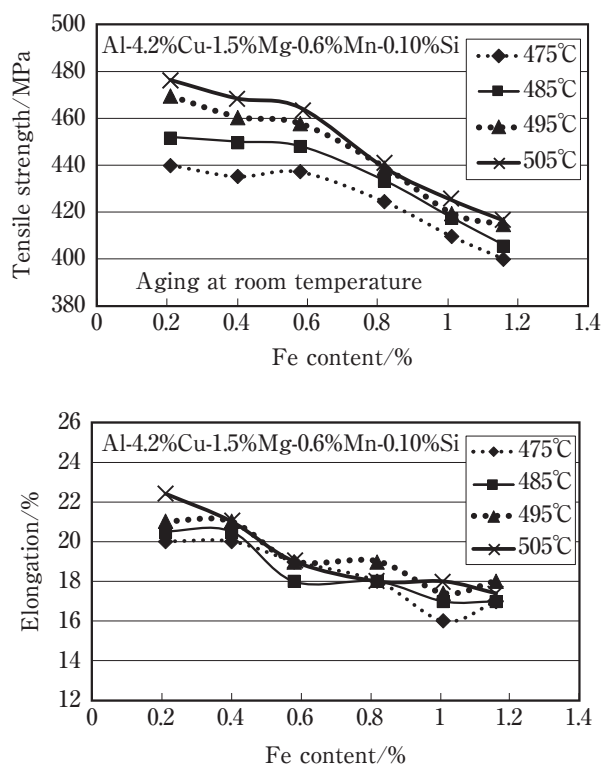


Fig. 21 Effect of iron content on the tensile strength and the elongation in 24S based Super Duralumin (Al-4.2%Cu-1.5%Mg-0.6%Mn-0.10%Si)⁽³⁶⁾.

5. おわりに

この連載の最初に、1906年のジュラルミンの発明以後、1931年の24S超ジュラルミン開発まで25年の時間を要しているが、何故すぐに開発できなかったのであろうかという疑問を述べた。もちろん時効析出という考え方が定着するまでにはそれなりの時間を要することは分からないわけではないが、Wilmの成分が最適かどうか、もっといい成分はないかと探求するのは現場

の技術者であればすぐにでも行うように思う。五十嵐博士が研究したように銅とマグネシウムの量を変えて室温時効させてみることは理屈がなくてもすぐに実験すれば分かることである。なぜこのようなことがすぐにできなかったのか。Gaylerらの Mg_2Si の発見は大きな功績であり、ジュラルミンの析出は Al_2Cu と Mg_2Si によるものとされて以降、世界中の研究者や技術者がその方向に走って行って14S系のような合金開発に繋がったが、西村教授のようにケイ素が添加されるとなぜ室温時効はしなくなるのかという疑問はなぜすぐには出てこなかったのか、鳥羽氏のようなケイ素量を変えた実験はすぐにでもできそうに思えるが。日本の研究者、技術者もまた欧米の動向にとらわれすぎたようにも思える。

ではAlcoaはなぜ24Sが開発できたのかを別稿にも述べたが⁽³⁷⁾、この問いの答えは田邊博士の超ジュラルミン開発の総括を述べた「米国の24Sは99.8%のような高純度地金が相当自由に使える国柄で発達したものである」という文章の中にあると思う。すなわち従来の地金では不純物が多くて目標とした強度や伸びを出すことができなかったが、Alcoaが開発した高純度アルミニウム地金を用いることで高強度高延性の超ジュラルミン24Sが開発できたと考えられる。1919年AlcoaのWilliam Hoopesにより開発された三層電解法による高純度化技術が完成し、Hoopesの亡くなる1924年までに多くの特許が登録されていることから、1925年頃までに工業化にほぼ成功し、それまで純度が99.7%までだったのが平均純度99.80%の地金が得られるようになったものと考えられる⁽³⁸⁾。Hoopesは1899年にAlcoaに入り、主任電気技師として1901年には溶融塩電解での高純度化の試みを行っており、また1908年には亜鉛メッキした鋼線を芯にしたアルミニウム電線材料を開発している^{(39), (40)}。当然高純度地金の工業化は当初からの課題であっただろうと考えられる。こうした背景があって、AlcoaのArcherの1926年の論文では「ジュラルミンの時効硬化が Mg_2Si によるに非ずしてAl-Cu-Mg系のある種の化合物によるものであること」と述べたものと考えられる⁽³¹⁾。そしてまた五十嵐の最適組成や鳥羽、中田らが明らかにした不純物の影響もAlcoaは把握していたものと思われる。その結果として1931年の24S開発に繋がったものと考えられる。

逆に、日本が24S系の超ジュラルミンの開発ができなかったのは、日本がアルミニウムの製錬事業の開始が遅くまた高純度のアルミニウムも容易に入手あるいは生産ができなかったこと、このためジュラルミンの時効硬化が不純物のケイ素によってもたらされたとい

う英国のGaylorらの主張を鵜呑みにして含ケイ素超ジュラルミンの開発に走ってしまったことが原因と考えられる。これは英国やドイツも同じであった。

参考文献

- 1) 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.
- 2) 竹内勝治: 技術の歩み, 住友軽金属工業株式会社, 1995. (非売品)
- 3) 吉田英雄: 住友軽金属技報, **53** (2012), 60-78.
- 4) 吉田英雄: 住友軽金属技報, **54** (2013), 264-326.
- 5) 第一回軽金属座談会記録: “軽金属工業発達史 (其の一), 航空機用軽金属材料について”, 軽金属, **6** (1953), 103-137.
- 6) 世界の翼別冊: “航空70年史I, ライト兄弟から零戦まで1900-1940”, 朝日新聞社, (1970).
- 7) 秋本実: 日本飛行船物語, 光人社NF文庫, (2007), 292.
- 8) 牧野光雄: 飛行船の歴史と技術, 成山堂書店, (2010), 105.
- 9) W. Rosenhain, S. L. Archbutt and D. Hanson: Eleventh Report to The Alloys Research Committee: on Some Alloys of Aluminium, Inst. of Mech. Engrs. August, (1921).
- 10) A. von Zeerleder: The Technology of Aluminium and Its Light Alloys, Nordemann Publishing Company, Amsterdam, (1936), 108.
- 11) <http://www.ne.jp/asahi/airplane/museum/nakajima/nakajima.html>
- 12) 松崎豊一, 鴨下示佳: 図説 国産航空機の系譜 上, グランプリ出版, (2004), 59.
- 13) 秋本実: 別冊航空情報 日本陸軍制式機大鑑, 酣燈社, (2002), 56.
- 14) <http://www.waseda.jp/zaiken/history.html>
- 15) J. D. Edward, F. C. Frary and Z. Jeffries: The Aluminum Industry, Aluminum Product and Their Fabrication, McGraw-Hill Book Company, (1930), 247.
- 16) 田邊友次郎: 住友金属工業研究報告, **2** (1934), 147-159.
- 17) 田邊友次郎: 日本金属学会誌, **1** (1937), 107-128.
- 18) グループ38: アルミニウム製錬史の断片, カロス出版, (1995), 8.
- 19) 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.
- 20) 藤井非三四: 「レアメタル」の太平洋戦争, 学研パブリッシング, (2013).
- 21) 幸田成康: 時効硬化研究の歩み, 合金の析出, 幸田成康監修, 1972, 丸善, 1-53.
- 22) 幸田成康: 金属学への招待, アグネ技術センター, (1998), 135.
- 23) 今野清兵衛: 東北帝大理科報告, **11** (1922), 269.
- 24) 今野清兵衛: 金属の研究, **2** (1925), 13.
- 25) 西村秀雄: 日本金属学会誌, **1** (1937), 59-71.
- 26) 大日方一司: 日本金属学会誌, **3** (1939), 81-86.
- 27) 五十嵐勇: 住友金属工業研究報告, **2** (1937), 991-1030.
- 28) 西村秀雄: アルミニウム及其合金, 共立社, (1941), 231.
- 29) 五十嵐勇: 航空機用材としての軽合金の研究 (学位論文), 大阪帝国大学 (1939), 37.
- 30) 西村秀雄: 随筆・軽合金史 (其15), 軽金属時代, **186** (1950), 2.
- 31) 西村秀雄: 随筆・軽合金史 (第23回), 軽金属時代, **194** (1950), 17.
- 32) 西村秀雄: 続・軽合金史, (第六回), 軽金属時代, **227** (1953), 22.
- 33) 西村秀雄: 日本金属学会誌, **1** (1937), 8-18.
- 34) 西村秀雄: 日本金属学会誌, **1** (1937), 262-270.
- 35) 鳥羽安行: 古河電工, B号, (1936), 1.
- 36) 中田兵次: 住友金属・研究報告, **4** (1941), 329-334.
- 37) 吉田英雄: まてりあ, **57** (2018), 263-270.
- 38) J.D. Edward: The Aluminum Industry Vol.I, Aluminum Products and Their Fabrication, by J.D. Edwards, F.C. Frary and Z. Jeffries, McGraw-Hill Book Company, (1930), 1-15, 299-335.
- 39) G.D. Smith: From Monopoly to Competition, The Transformation of Alcoa, 1888-1986, Cambridge University Press, (1988).
- 40) M.B.W. Graham and B.H. Pruitt: R&D for Industry, A Century of Technical Innovation at Alcoa, Cambridge, (1990).



吉田 英雄 (Hideo Yoshida)
超々ジュラルミン研究所, 博士 (工学),
(元 (株) UACJ R&D センター 顧問)