

ジュラルミンから超々ジュラルミンまで — 合金開発の歴史と今後の課題 —

吉田 英雄*

1. はじめに

ジュラルミンと聞いてジュラルミン製靴や銀色に輝く飛行機を想像される方もおられよう。しかし正確にどんな金属だと答えられる方は少ないと思う。世の中にはジュラルミンとアルミニウムの区別もついていない方も多い。金属材料の専門家であれば、時効析出型合金の代表例としてジュラルミンがあり Al と Cu が添加されているくらいは講義で教わったと思うが、Mg が添加されていることは知らない場合が多い。Mg が添加されることがいかに重要であるかをきちんと理解することは意外と難しいと思う。まずは本論に入る前にジュラルミンから超ジュラルミン、超々ジュラルミンまでの合金開発の歴史および航空機との関係を概括する。そして、これらの合金がなぜ開発できたのかを明らかにし、今後さらに検討すべき課題を述べる。最後に、今後日本が超々ジュラルミンを超える高強度合金を開発する上での問題点を明らかにし、合金開発の展望を述べる。

2. 戦前の航空機用アルミニウム合金開発の歴史⁽¹⁾⁻⁽³⁾

(1) 欧米のジュラルミンと超ジュラルミン開発

1906年ドイツのヴィルム(A. Wilm)が Mg を添加した Al-Cu-Mg 合金を焼入れ後室温に保持すると時効硬化を示すことを発見し、1909年これをジュラルミンと命名して工業化された。この材料がドイツのツェッペリン飛行船に採用され、第一次世界大戦でドイツがロンドンを空爆するのに大いに利用された。これに刺激を受けた各国の軍事関係者はこぞってジュラルミンを用いた飛行船を作り始めた。一方で、研究者にはジュラルミンより高強度アルミニウム合金の開発を望むようになった。各国の研究者はこれに応え、ジュラルミンに Si を添加した合金を研究するようになり、ジュラルミンより高強度の超ジュラルミンが開発された。ここでなぜ Si が添加されたのかには非常に興味深い歴史がある。表 1 に本稿で述べる合金の成分、機械的性質をまとめる⁽⁴⁾⁽⁵⁾。

アメリカでは1916年海軍がツェッペリン飛行船の残骸を入手して、アルミニウム製錬事業で規模を拡大したアルコアにジュラルミンと同等のアルコア合金17S(現在では2017)を

表 1 代表的な合金の成分と板材の機械的性質⁽⁴⁾⁽⁵⁾。

	呼称	AA合金	AA(Aluminum Association) 合金成分規格 (mass %)							代表値			JIS規格値(板厚1mm)			
			Cu	Mg	Mn	Si	Zn	Cr	Fe	引張強さ (MPa)	耐力 (MPa)	伸び (%)	引張強さ (MPa)	耐力 (MPa)	伸び (%)	
ジュラルミン	17S	2017	3.5-4.5	0.40-0.80	0.4-1.0	0.2-0.8	0.25	0.10	0.7	T4	425	275	22	355	195	15
超ジュラルミン	14S	2014	3.9-5.0	0.20-0.80	0.4-1.2	0.50-1.2	0.25	0.10	0.7	T6	485	415	13	440	390	6
超ジュラルミン	24S	2024	3.8-4.9	1.2-1.8	0.30-0.9	0.50	0.25	0.10	0.50	T3	485	345	18	440	295	15
超々ジュラルミン	ESD	75S	1.5-2.5	1.2-1.8	0.3-1.0	0.6	6.0-9.0	0.1-0.4	0.6	T6	588	519	14	520	441	8
		7075	1.2-2.0	2.1-2.9	0.30	0.40	5.1-6.1	0.18-0.28	0.50	T6	570	505	11	525	460	6

(注) ESDの規格値は五十嵐勇, 北原五郎: 住友金属工業・研究報告, 3(1939), 455-474.を参照。

* 超々ジュラルミン研究所; 代表(元株式会社 UACJ 技術開発研究所) (yoshida-esdlab@hotmail.com)
From Duralumin to Extra Super Duralumin —History of alloy development and future challenges—; Hideo Yoshida (ESD Laboratory, Nagoya)
Keywords: duralumin, super duralumin, extra super duralumin, 2024, 7075, Zeppelin airship, zero fighter
2021年3月26日受理[doi:10.2320/materia.60.391]

製造させて、海軍の飛行船を建造した。一方、アルコアはそれまでの製錬一辺倒の研究体制を改め、新地金の拡販のために当時アメリカ最高の非鉄金属研究者を抱えていたリナイト研究所からジェフリース(Z. Jeffries, 日本では日本金属学会のジェフリース賞で有名な研究者)を招き合金開発を行なった。その結果、Si添加の超ジュラルミン14S(2014)と呼ばれる合金を開発した。しかし、この合金は高温時効を必須としたため、高強度は得られるが伸びが低下し、曲げ加工を必須とする航空機の外板や骨格に容易に適用できないという問題が生じた。ここで1931年新たに発明されたのが24S(2024)である。この合金は焼入れして室温時効で高強度が得られ、伸びも高いので17Sから24Sに置き換わった。この24Sはジュラルミンの成分のMgを0.5%から1.5%にただけで、なぜこのような合金がジュラルミンができてからすぐにできなかったのかについては非常に不思議であった。もちろんジュラルミンの時効硬化機構を理解するのに時間がかかるとしても20年も要するだろうかというのが率直な疑問である。それもなぜイギリスやドイツではなく、アメリカでできたのであろうか、ここに問題を解く鍵がありそうである。

(2) 航空機の発達

第一次世界大戦では、飛行機は高高度を飛行する飛行船には及ばなかったが、飛行船に対抗するために飛行機が開発が急ピッチで進んだ。ドイツでは1919年ユンカースが波板状ジュラルミンを機体に用いた全金属製旅客機を開発した。さらにこれは片持ち式低翼単葉機という非常に先進的な機体であった。しかしながら世界的に本格的な全金属製になるのは1930年代である。それまでは木製と金属製の混合構造で、複葉機が主流であった。飛行機は飛行船に比べて大量には運べないが、速度が速いのが利点であった。

アルコアが開発した24Sが最初に使用されたのは1935年初飛行の全金属製双発の民間旅客機DC-3である。DC-2に比して定員を5割増としながら、その運航経費は僅か3%ほどの増に過ぎなかった。「飛ばせば儲かる飛行機」の出現は、航空輸送の発展において画期的なことであった。これはひとえに24S開発によるところが大きかった。さらに第二次世界大戦では、軍用輸送機(米軍C-47スカイトレイン、英軍ダコタ)としても活躍し1945年までに約1万機生産された。アルコアは耐食性を向上させるために、芯材の17Sや24Sに純アルミニウム板を表層に貼り合わせたクラッド技術によりアルクラッド材を開発した。このアルクラッド材は航空機外板に用いられた。

(3) 日本における合金開発と航空機

日本においても海軍がドイツの飛行船に関心を持っていて、1916年イギリスで墜落したツェッペリン飛行船の残骸を日本に持ち込み、住友に分析させジュラルミンと同じものを作らせた。しかし日本には当時アルミニウム板を工業生産する技術がなかった。日本は第一次世界大戦で戦勝国であったため、その賠償として住友も陸海軍と共同で1922年ドイツに

「ジュラルミン製造技術習得団」を派遣し、鑄造、圧延、押出、鍛造の技術を学び、1930年にはアルコア(後にアルケアン)と技術提携して大阪の桜島に新工場を建設した。

合金開発においても1932年頃から超ジュラルミンの研究を本格的に開始した。陸海軍と共同で欧米の研究をベースに開発を進め、Siを含んだ超ジュラルミンを開発したが、1935年春、なぜか急遽アメリカの24Sに切り替わった。この24Sは当時海軍が開発していた九六式艦上戦闘機に採用された。24Sの引張強さは45~50 kg/mm²(441~490 MPa)であったが、海軍はこれに満足せずに60 kg/mm²(588 MPa)以上の引張強さを持つ合金を開発するよう住友に命じた。

1935年8月五十嵐勇が中心になって、新合金の開発を始め、1936年6月には新合金を開発し特許を申請した。この合金を超々ジュラルミンESD(Extra Super Duralumin)と名付けた。国策とはいえ、欧米でもできていなかった高強度合金開発が日本でなぜ一年以内の短期間でなし得たかが筆者には大きな疑問であった。この合金開発を聞きつけて零戦主翼に採用したのが三菱の堀越二郎であった。当時零戦の試作機、十二試艦上戦闘機でグラム単位の軽量化を図っていた堀越は、超々ジュラルミンを主翼の桁に用いると30 kgは軽くなると試算し、海軍に至急使用したいと申し出て許可された。

以上がジュラルミンから超々ジュラルミン開発までの歴史と零戦に搭載されるまでの経緯である。この超々ジュラルミンは不時着した零戦からその正体が明らかになり、米軍はアルコアにそれと同等の合金7075を作らせた。この合金こそ戦後の航空機材料の代表的な合金となり、現在はそれを改良した合金が開発されている。こうした事情から日本では7075およびその派生した合金も超々ジュラルミンと呼ばれることが多い。

3. 合金開発ができた背景と今後の研究課題⁽¹⁾⁻⁽³⁾

(1) ジュラルミン

(a) 時効硬化現象の発見と工業化

ドイツのヴィルムは1901年、ベルリン近郊のノイパーベルスベルクにある理工学中央研究所に招聘され、翌年ドイツ兵器弾薬製造会社から真鍮製の薬莖をAl合金で代替するための開発委託を受け研究を開始した。彼はAl-4%Cu合金を鋼と同じように焼入れして、引張強さ15.5~23 kg/mm²(152~225 MPa)、伸び5~7%を得たが、真鍮の代替には及ばなかった。その後研究を続け、1906年室温で放置すると硬くなる時効硬化現象を発見した。Al-4%Cu-0.6%Mn合金に0.5%Mgを添加した3 mm厚みの板材を作成し、520°Cの塩浴炉で加熱後焼入れした⁽⁶⁾。その結果、硬さが焼入れ後2時間まではほとんど変化せずにそれ以降4日間にわたって増加し、その後一定になることを確認した。この熱処理により、引張強さ40 kg/mm²(390 MPa)、伸び20~25%が得られた。ヴィルムの論文に掲載されたAl-3.5%Cu-0.5%Mg合金の時効硬化曲線を図1に示す⁽⁷⁾⁽⁸⁾。この論文にはマンガンについての記述はなかった。

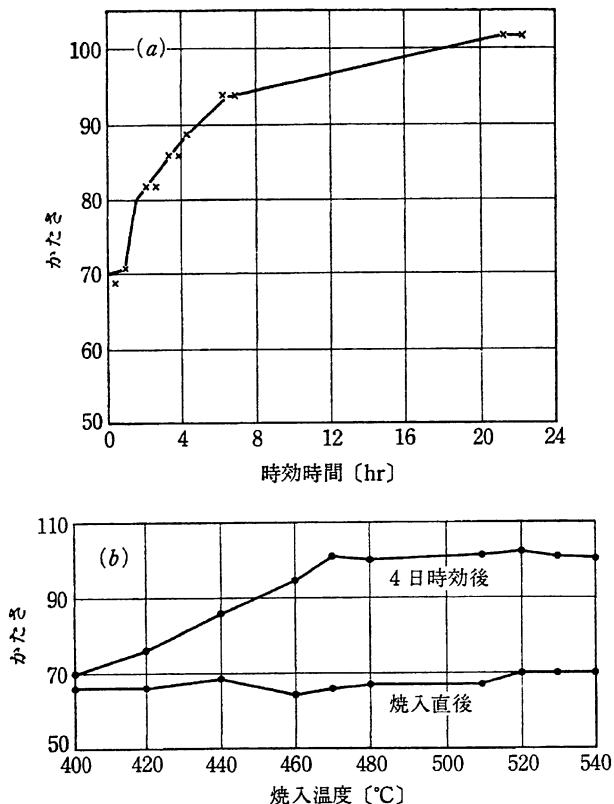


図1 Al-3.5%Cu-0.5%Mg合金の硬さに及ぼす室温時効時間および焼入れ温度の影響⁽⁷⁾⁽⁸⁾。

1907年1月11日、「2%以下のMgと5%以下のCuを含むAl合金で、特にCu4%にMg0.25~0.5%を含むAl合金が効果的」として特許を申請した(DRP204543, 1908年11月認可)。その後2件の関連特許を申請した。

この材料の製造については、1908年ドイツ兵器弾薬製造会社の姉妹会社でデュレン(Düren)にあるデュレナ・メタルヴェルケ社でのジュラルミン板の工場試作が行われたが、当時の研究所長はこの発明に関心を持たなかった。ヴィルムはジュラルミンを自分の手で工業化するために研究所と交渉の上、ジュラルミンの特許を彼の名義とし研究所を辞めた。幸いにもデュレナ社がヴィルムの特許の使用権を得て、同社技術役員のパック(R. Beck)博士の協力のもとで工業化に成功した。

1909年ヴィルムとデュレナ社の間でこの新製品に対する商品名の相談があり、ヴィルムは当初ドイツ語で硬いを意味するHartをつけたHartaluminiumを提案したが、国際市場を考えフランス語で硬いというDurを用いてジュラルミン(Duralumin)にした。ジュラルミンは1914年、独海軍ツェッペリン飛行船用に規格登録され、1914年のツェッペリン飛行船LZ 26から使われた。

(b) Mg添加および焼入れの役割

ジュラルミンの発明で重要なのは、Al-Cu合金では大した室温時効硬化が得られないのが、Mgを添加したAl-Cu-

Mg合金ではなぜ4日くらいで大きな強度が得られたかである。これに対して、里らは第一原理計算の結果CuとMgの引力作用が強いために微細なナノクラスターやGPゾーンが形成され強度が上がるとしているが⁽⁹⁾、化学結合性や相安定性からの検討も必要と考える。

焼入れに関しても、焼入れ凍結空孔が時効硬化に大きな役割を果たし、水焼入れをすることで凍結空孔が増え時効硬化が促進されるとされてきた⁽⁸⁾。しかし筆者らが研究してきたAl-Zn-Mg合金では炉冷のようにゆっくりと冷却しても水冷材と同様に室温時効硬化し高温時効で水冷材とほぼ同等な強度が得られた⁽¹⁰⁾。このことは50年以上前に筆者の上司だった馬場義雄によって指摘されていた⁽¹¹⁾。こうした結果から原子空孔論での焼入れ凍結空孔や空孔集合体、その二次欠陥などが果たして時効硬化に寄与しているのかが疑問である。

Al-Cu-Mg合金で徐冷により強度が低下するのは、冷却中に安定相のS相などが析出し過飽和な固溶原子が減少するからである⁽¹²⁾。一方、Al-Zn-Mg合金において炉冷で高い強度が得られたのは、固溶限が大きく炉冷しても結晶粒界にわずかに安定相が析出するのみで、結晶粒内では冷却後も大半の溶質原子は水冷材と同様に過飽和で非平衡な固溶状態にあったからで、時効処理により水冷材とほぼ同等の強度が得られた⁽¹⁰⁾。時効硬化にとって重要なのは非平衡状態にある溶質原子とその固溶量である。この合金は350~410°Cで2時間の軟化処理である程度析出した後の炉冷でも、過飽和な固溶量があれば時効硬化を示す⁽¹³⁾。Al-Zn-Mg合金の時効硬化は従来の時効硬化論では説明が難しいと考えている。

(2) 二つの超ジュラルミン

(a) 低純度地金から生まれた超ジュラルミン

ジュラルミンがなぜ室温で時効硬化するかは大きな謎であった。これに応えたのが、イギリスでアルミニウム材料を研究していた国立物理学研究所のローゼンハイン(W. Rosenhain)らのグループである。第一次世界大戦中に研究していた内容を1921年8月の機械学会の大会で発表した。彼らの研究グループの一人、ゲイラー(M.L.V. Gayler)はAl-Mg-Si系の時効硬化を調べた結果をもとに、Al-Cu-Mgの室温時効硬化もMg-Si系の析出が関与していると発表した。これは当時の地金の純度が悪く、FeやSiの不純物が多く含まれていたからである。彼女の発表に刺激を受けた欧米の研究者はAl-Cu-Mg系に対してSiを多く添加した合金を研究あるいは開発した。

アルコアも同様に1928年Siを0.9%添加した14Sという超ジュラルミンを発表した。これらの合金の室温時効硬化はジュラルミンと同等で、むしろAl-Mg-Si合金と同じく高温時効で硬度が高くなる特徴がある。その後Al-Cu-Mg合金の室温時効硬化は、Siを少なくした高純度Alを使った実験でも認められるようになり、Siが時効硬化の原因ではないことが明らかとなった。14Sは成形で伸びを必要とする航空機外板には適さなかったが、高温時効した押出材や鍛造品で使用できることがわかり現在も2014として活用されている。

(b) 高純度地金から生まれた超ジュラルミン

アルコアは世界に先駆けて1920年代前半に高純度 Al を作る精錬技術、三層電解法を確立し、99.8%以上の純度を有する地金の製造を工業化した。高純度地金を用いた実験の結果、Al-Cu-Mg 合金の室温時効硬化を高めるには Si ではなく、むしろ Mg をジュラルミンの0.5%から1.5%に増やすことでさらに高くなることが明らかとなった。アルコアは1931年この合金を超ジュラルミン24Sとして実用化した。この合金が今日まで航空機の外板として利用されている2024である。現在では超ジュラルミンというと2024を指すことが多い。

しかしながら、次節で述べるが、五十嵐らが調べたように、世界の研究者がジュラルミンの合金成分近傍に最適解があることをもっと早く調べなかったのが不思議である。この原因として、ジュラルミンに不純物の Fe や Si が多く含まれると Cu や Mg と結合して、AlFeCu 系、Mg₂Si 系の粗大な化合物が形成され、溶体化処理でも容易に溶け込まず Cu や Mg の固溶度を低下させるために強度が向上しなかったことが大きな原因と考えている。さらに Mg の増加で鋳造や圧延が困難という技術的な制約もあり躊躇したことも考えられる。

強度を向上させているのは Al-Cu-Mg 系の S 相であるとの見解を出したのが状態図を研究していた京都大学教授の西村秀雄であった。図2はアルコアの研究者フィンク(W.L. Fink)らの高純度 Al を用いた時の Al-4%Cu 合金の室温での時効強度に及ぼす Mg 添加量の影響を示す⁽¹⁴⁾⁽¹⁵⁾。Mg の添加量が増えるに従い、強度が向上しかつ時効速度が速くなるのがわかるが、前述のジュラルミンと同様、なぜ Mg の添加量を増やすほど強度が高くなり時効速度が速くなるかが疑問である。材料の強度は一般には原子の結合状態や構造が関係していると考えられるが、時効析出に関して化学結合からの研究は少ない。最近、山本悟らは原子価、電気陰性度や価電子の空席に注目した化学結合論で金属の材料強度や原子の拡散が説明できることを提案している⁽¹⁶⁾⁽¹⁷⁾。時効硬化に関してもこうした化学結合からのアプローチが必要になってきていると考える。

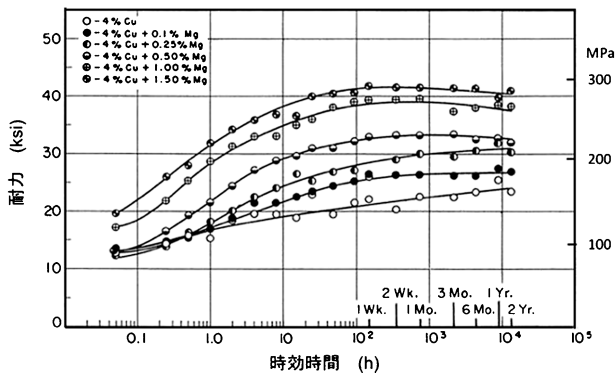


図2 高純度 Al-4%Cu-Mg 合金の室温時効硬化(耐力)に及ぼす Mg 添加量の影響⁽¹⁴⁾⁽¹⁵⁾。

(c) 五十嵐の Cr 添加超ジュラルミン

日本においても朝鮮の明礬石や満州の礬土頁岩を製錬してできた不純物の多い国産地金を使うことを前提として、欧米と同様な Si 入りの超ジュラルミンを開発していたが、不純物の少ない地金が生産できるボーキサイトをビンタン島から安定的に入手できる見込みが立って、海軍はアルコアと同じ24Sに切り替えたと考えられる。図3は24Sの生産を開始した1935年に五十嵐が調べた結果で、99.8%地金を用いた Al-Cu-Mg 系合金の引張強さに及ぼす Cu, Mg 添加量の影響を示す⁽¹⁸⁾。最適な合金成分はほぼ24Sの成分になっていることがわかる。こうした結果についてアルコアは1920年代後半にはわかっていたのではないかと推測している。

五十嵐は超々ジュラルミンの研究開発と同時に24Sの特性を調べて、さらに Cr を添加して耐食性を向上させる試験を行っていた。そして特にクラッド材の皮材に Cr を添加すると芯材の Cu の皮材への拡散が防止できることを見出していた。なぜなら当時、溶体化処理時に皮材に Cu が粒界拡散するとクラッド材の耐食性が低下することが問題となっていたからである。これらの試験結果をもとに、1935年12月には心材の24Sに Cr0.13%、皮材に Cr0.23%添加した超ジュラルミンクラッド材を開発した。Cr 添加は粒界拡散を抑制する効果があることも明らかとなった⁽¹⁹⁾⁽²⁰⁾。こうした研究は現在でも問題となっている24S 板材の腐食対策にも利用できる可能性がある。今日的視点からの見直しが必要であろう。

(3) 超々ジュラルミン⁽¹⁾⁽³⁾

(a) 超々ジュラルミン合金の選定

住友が超ジュラルミンとして24Sの製造を始めた1935年に、海軍が要求した 60 kg/mm² (588 MPa)以上の合金開発を始めた五十嵐勇は、社内の研究報告 No. 3326「強力軽合金の探求, No. 1」(1935.8.10)を書き、研究開始宣言を行なった。そこで探求の方向として、イギリスのローゼンハインの E 合金 (Al-20%Zn-2.5%Cu-0.5%Mg-0.5%Mn)、ドイツ

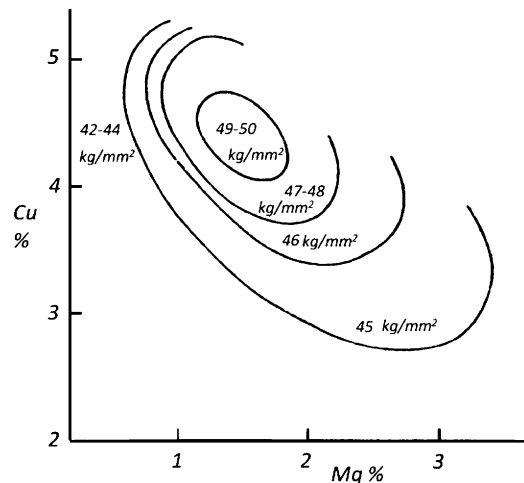


図3 Al-Cu-Mg 系合金の引張強さに及ぼす Cu, Mg 添加量の影響⁽¹⁸⁾。

のザンダー(W. Sander)のザンダー合金(Al-8%Zn-1.5%Mg-0.5%Mn系), さらにAl-Zn-Mg系合金に及ぼす第4元素(Cu, Si, Fe, Ni, Mn, Sn, Cr, Co, Mo, W), Liが添加されたAl-Zn-Mg-Li合金の検討を始めたことを述べている。

新合金の開発では, 1936年2月の報告書にE合金, ザンダー合金(S), 超ジュラルミン(D)の配合比率を変えて, 「Al-Cu-Zn-Mg四元合金に相当優秀なものがないか」という仮定の許に系統的な実験を行い, 強度と加工性を基準に合金成分を決めたとある。加工性は(最大硬度-焼鈍硬度)÷焼鈍硬度から求め, 大きいものほど加工性が良いと考えた。加工性は工業的に製造が可能かどうかの判断となる。その結果, 3種類の合金を選定し, 板材, 押出材で機械的性質を評価した。同年6月には上記合金をESD合金と名付け, Ni, Fe, Cr, Ca, Ti, Vなどの元素を添加し, 機械的性質と耐海水性を調査した。さらに24Sと同様にCr添加した皮材をクラッドしたESD合金を試作し, 密着性良好, 加熱による銅の拡散性は規定時間内では問題なしと結論づけている。7月にはCr入りクラッド材を腐食液に浸漬後腐食減量を測定し, 裸材と比較し著しく改善することを報告している。

(b) 応力腐食割れの評価方法の確立

1936年8月から翌年1937年2月までの社内の研究報告ではESD合金の応力腐食割れに関する系統的な実験を行なった結果をまとめている。応力腐食割れはイギリスのE合金やドイツのザンダー合金でも問題となり, 実用化できなかった原因でもあった。当時, 応力腐食割れは時期割れと呼ばれ, その原因も不明で評価法も確立されていなかった。五十嵐らはまずその評価法の確立から入った。その中の一つ, U字曲げ試験を示した報告書を図4に示す。幸い, 1928年

頃, 住友は駆逐艦の復水器用黄銅管にて時期割れが生じてその対策に苦勞した経緯があり, そこでの評価法が役に立ったと言われている(21)。こうした評価試験の結果, 図5に示すように応力腐食割れに対しCr添加が非常に優れていることがわかった(22)。1937年2月の時点でESDの合金成分はAl-8%Zn-1.5%Mg-2%Cu-0.5%Mn-0.25%Crとなり, 板材の工場試作の結果, 引張強さは570~590MPa, 耐力は470~510MPa, 伸びは10~16%が得られた。

(c) Cr添加の役割

興味深いことに特許は1936年6月9日には「鍛練用強力軽合金」として出願されていることである。時期割れを防ぐことでCr添加が書かれている。研究報告書を見る限りは1936年6月には主要な合金成分がほぼ決まり, 耐海水性を調べただけで時期割れの評価はなかった。しかし24Sクラッ

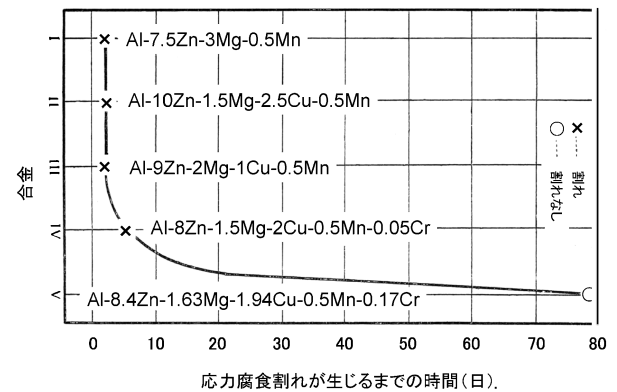


図5 Al-Zn-Mg合金の応力腐食割れに及ぼすCr添加の影響(22)。

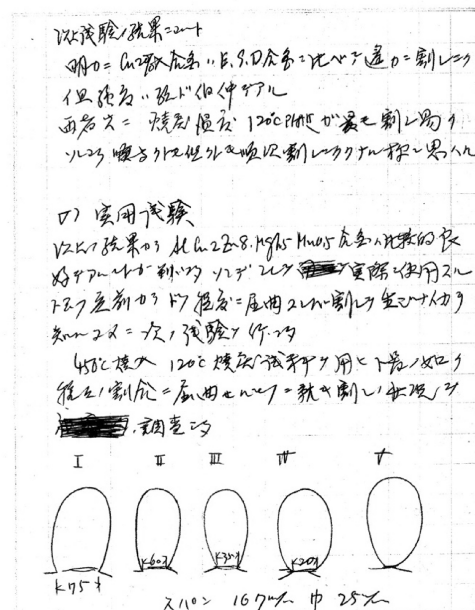
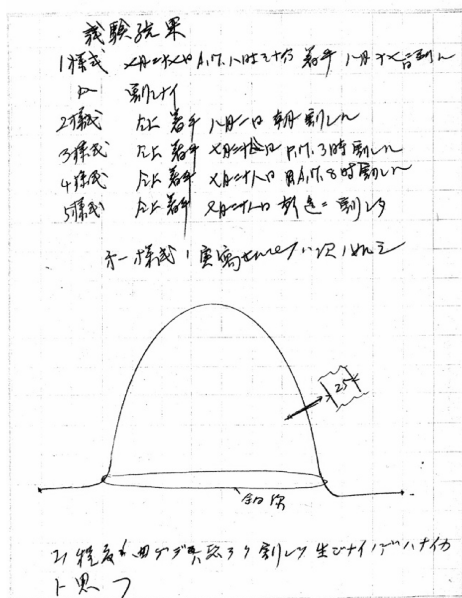


図4 曲げ試験による応力腐食割れ評価。

ド材の結果や簡便な評価試験でCrが応力腐食割れ抑制に効果的だとの結果を得ていたのではないかと推測される。その後の研究は、系統的な試験でさらに優れた合金がないかを探索するようなものであったと考えている。

応力腐食割れは粒界で生じる粒界割れである。特に室温時効させたT4材や最高強度を示すT6材で生じやすい。応力腐食割れ防止のためにCrや最近ではZrが添加されるが、これらの元素が添加されると溶体化処理後も小角粒界を有する亜結晶粒界が発達しやすい。小角粒界は大角粒界に対してPFZ(Precipitate Free Zone)の幅が狭くなり、粒界析出が少なくなる。PFZは粒内に比べて溶質原子の少ない領域で電位差が生じやすく、粒界腐食の原因となりやすい。CrはPFZの幅を狭くすることで局部腐食である粒界腐食を抑制していると考えられる。かつて五十嵐は「局部腐食などケチなことを言わずに、全面腐らせよう」として腐食の起点としてCr添加したと言っていたが、この仮説も現在の知見で考えるならば、Cr添加で腐食の程度は別として、PFZ生成を抑制して組織を全面均一化して局部腐食を抑制できたという意味では当たっていたのかもしれない。応力腐食割れはCr添加で大幅に低減できただけで完璧に防止できたわけではない。最近では水素が関与しているとも言われているが、応力腐食割れとの関連は明らかではない。応力腐食割れに及ぼすCrの役割についてはまだまだ検討すべき課題が多い。

(d) 短期間で開発できた要因

なぜ一年以内の短期間のうちに世界に先駆けて世界最高のAl合金が開発できたのかということである。以下の要因が考えられる。

第一に、海軍からのニーズ、目標値が明確であったこと。
第二に、強度を達成するには、図3からわかるように超ジュラルミンの延長上では難しく、さらに高強度が得るためにはE合金やザンダー合金のようにZnの添加が必須だと考えていたこと、これはZnの固溶度が大きいことが関係している。その意味でE, S, Dの合金をベースにそれらの配合比率を変えた中に答えがあるだろうと予測したことである。このためにはそれぞれの合金の特徴をよく把握していないと開発できない。五十嵐は超ジュラルミンの研究の前にAl合金全般、さらにCu合金やMg合金について強度や耐食性など幅広く研究をしていたことが大きな助けになったと考える。
第三に、応力腐食割れに対して、その評価方法を早く確立して割れが生じる条件を探し出さしたこと、そしてその結果クロム添加が有効であることをいち早く見出したことである。彼は研究に対して、いつも「未熟な理論を絶対だと考えるな。疑問が生じたとき、どうしてだ、どうしてこうなるのかと繰り返し、徹底的に調べなくては駄目だ。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」との姿勢で臨んだ。

第四に、実験の巧みな北原五郎の存在があったことである。五十嵐の実験はほとんど北原が行ってきた。実験結果を俯瞰でき方針を立てる研究者と優れた実験ができる研究者の組み

合わせは最強である。

第五に、製造現場の協力である。実用化するには製造の協力なしでは達成できない。お互いの信頼関係が重要で、製造もまた研究の要請に応じて、連続鋳造技術、圧延加工性向上、圧延速度向上などの製造技術が進歩していく。

4. 戦後の航空機用アルミニウム材料と超々ジュラルミンを超える材料開発の課題⁽³⁾⁽²³⁾⁻⁽²⁶⁾

戦後、GHQにより航空禁止令が布告され、航空機の研究開発、製造は禁止されていたため、戦争中、航空機に携わっていた研究者や技術者の多くは鉄道車両、自動車やモーターサイクル開発に移っていった。

鉄道車両の分野では、押出性、溶接性に優れたAl-Zn-Mg系合金が車両に利用できることがわかり、新幹線車両などに利用された。この合金は戦前、超々ジュラルミンの押出性を向上させるため、陸軍の後援で、産学共同で開発されたAl-Zn-Mg系合金であるHD合金(本多光太郎の名前にちなんでホンダ・ジュラルミンと呼ばれた)の流れを汲んでいる。

しかし、Crが添加されていると焼入れ性が劣るため、住友軽金属の馬場義雄らはそれに代わって、空冷でも焼きが入る焼入れ性の良いZr添加合金を世界に先駆けて開発し、1970年7N01(現7204)が制定された。さらに7204のMg量を減らし、Zn量を増加させて、さらに押出性を高めた合金7003が開発され、日本で最初のAA(Aluminum Association)国際登録合金となった。この合金により広幅の大型型材の製作が可能となった。この7003は、新幹線の車両はもとより、コンテナ、バンおよびトレーラー等の強度メンバー、また中空押出も可能でオートバイや自転車のリム、自動車のバンパーなどにも広く利用された⁽²⁷⁾。この合金開発も超々ジュラルミンと同様、世界に先駆けて行われた独創的な研究である。このZr添加は航空機用アルミニウム合金にも適用され、最近のほとんどの7000系合金にはZrが添加されている。

航空機の分野では、YS-11以外には日本独自の航空機開発がほとんどないために、日本で開発された航空機用合金は2024合金に代替する合金として開発された2013以外にはないと言わざるを得ない状況である⁽²⁸⁾。

表2は航空機用アルミニウム合金の開発の歴史とそれが最初に適用された航空機である⁽²⁹⁾。7150, 7055は7075のZn, Mg, Cuの成分量を変え不純物を低減させることで強度や靱性を向上させ、微量添加元素のCrをZrに置き換えることで焼入れ感受性や耐応力腐食割れを向上させた合金である。その結果引張強さ650 MPaのレベルまでの合金ができてきた。これらの合金開発は戦後のアルコアなどの研究開発の成果であるが、基本的にはESDがベースになっているとも言えよう。

2000系合金に関しては2324, 2524があるが、これらは延性、靱性、疲労亀裂進展特性を改善するために2024の地金純度を高純度化したもので、基本的な成分は2024と変わっ

表2 航空機とそれに用いられた新合金⁽²⁹⁾。

初飛行	航空機	合金・調質
1903	Wright Brothers	Al-Cu casting
1919	Junkers F13	2017-T4
1935	DC-3	2024-T3
1939	Zero Fighter	ESD-T6
1945	B-29D (B-50)	7075-T6
1957	Boeing 707	7178-T651
1970	DC-10	7075-T7351
1970	L-1011	7075-T7651
1981	Boeing 757, 767	2324-T39, 7150-T651
1994	Boeing 777	7055-T7751, 2524-T3
2003	Boeing 777-300ER	2324-T39 TypeII (2624-T39)

ていない。図6は耐力と破壊靱性の関係を示している⁽²⁹⁾⁽³⁰⁾。一般に耐力をあげると破壊靱性は低下する反比例の関係にあるが、戦後この反比例の関係が右肩上がりになっていることがわかる。これは不純物の制御や加工熱処理法により組織制御することで材料の靱性を向上させてきたことによる。最近の7000系合金ではZnが7~10%程度まで添加された合金が多くなっていて、超々ジュラルミンのZnが6~9%であったので、合金成分で言えば世界はようやく超々ジュラルミンのレベルまで来たともいえよう。

今後の材料開発は既存材料の性能向上、Al-Li合金やCFRP炭素繊維複合材料の採用が考えられ、コストや性能からそれぞれの材料の棲み分けができてくると考えられる。既存材料の性能向上では、超々ジュラルミンの性能向上はまだまだ可能性はあると考えている。かつて五十嵐は、80 kg/mm²(785 MPa)は出すことができると言っていた。これを阻んでいるのが靱性、延性である。図からもわかるように高強度にすると靱性や延性が低下することである。この原因の一つに casting組織があり、高濃度の成分の偏析や化合物が粒界に残存して圧延熱処理後もその結晶粒界に残存してしまうことによると考えている。これを解決するには casting組織に巨大歪みを付加することで結晶粒界を剪断により破壊することである。名古屋大学名誉教授の金武直幸らは基礎研究の結果、温間圧縮ねじり加工法が有効であることを明らかにした。ここにヒントがあると考えている。次世代の研究者には図7に示すように靱性、延性、応力腐食割れ性に優れた引張強さ700~750 MPaの合金開発に挑戦して世界をリードすることを期待する。

6. おわりに

日本では超々ジュラルミンに関して、零戦に使われた合金ということでアルミニウムの関係者にはそれなりに知られていると思っていた。しかし海外ではあまり知られていないこ

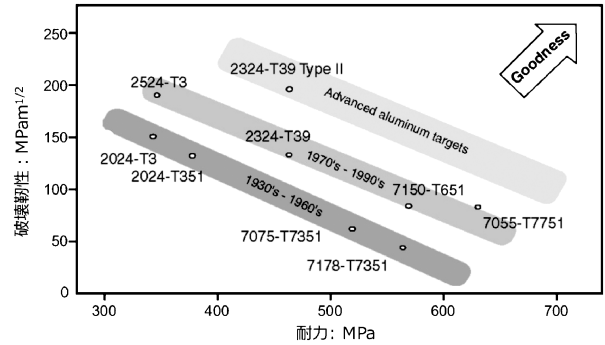


図6 航空機用アルミニウム合金開発の高強度高靱性化の流れ⁽²⁹⁾⁽³⁰⁾。

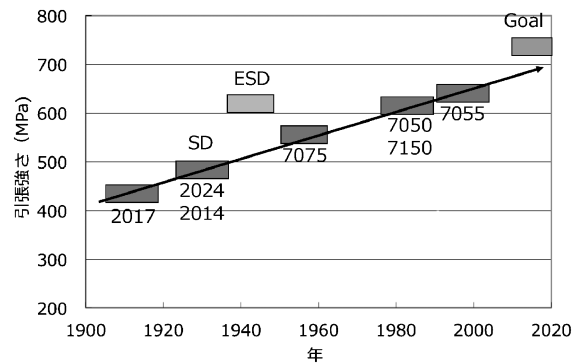


図7 高強度高靱性合金開発の歴史と今後の目標。

とがわかり、何かしら記録に残しておきたいということでの10年間ほど軽金属その他の雑誌に執筆し、最近そのまとめとして「超々ジュラルミンと零戦」⁽³⁾という本にまとめることができた。本稿で述べたことの詳細はこの本を読んでもいただければお分かりいただけると思っている。歴史は調べれば調べるほど疑問が出てくるが、うまくジグソーパズルがはまり納得することもある。学問的には先人たちを悩まし続けた応力腐食割れはなぜ生じるのかという最大の問題は、まだ十分解決してはいないと考えている。CrやZr添加と過時効熱処理で実用的には問題ないレベルまで来たが、全く大丈夫とは言い切れないところが悩ましい問題である。また時効硬化に関して従来原子空孔論では説明のつかない現象も出てきている。時効硬化論を発展させて超々ジュラルミンを超える新合金を開発できれば世界のレベルを大きく超えて行くであろう。

文 献

- (1) 吉田英雄：軽金属，**65**(2015)，508-516，590-598，627-637，**66**(2016)，26-38，97-106，136-149。
- (2) 吉田英雄：まてりあ，**57**(2018)，263-270。
- (3) 吉田英雄：超々ジュラルミンと零戦，昭栄社印刷所，(2020)。
- (4) 日本アルミニウム協会編：アルミニウムハンドブック，改訂7版，(2007)。
- (5) Aluminum, properties and physical metallurgy edited by J. E. Hatch, ASM, (1984)。

