



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– (第二回) 超ジュラルミンとDC-3*

吉田 英雄**

History of the Aluminum Technology from Duralumin to Extra Super Duralumin (Part 2) Super Duralumin and DC-3 Airplane*

Hideo Yoshida**

1. はじめに

ジュラルミンの発明以後、さらに高強度を目指した超ジュラルミンの研究開発が世界各国で進められた。当時は、ジュラルミンの強度レベルを超える合金は合金系を問わずどれも超ジュラルミンと呼ばれた。合金開発の基礎となる状態図も整備され、各種の合金が市場の要求に応じて開発されるようになった。1930年代中頃までの合金開発の状況と輸送機DC-3への適用についてまとめる。

2. ジュラルミンから超ジュラルミンへ

2.1 英国 National Physical Laboratory (NPL)¹⁾

Alfred Wilmと同様にAl-Cu-Mn合金を研究していたWalter Rosenhain (1875～1934, Fig. 1¹⁾)は、1875年にベルリンで生まれ、5才のときにオーストラリアに移住した。メルボルン大学を卒業後、ケンブリッジ大学のJ. A. Ewing教授の下で研究した。1906年英国TeddingtonにあったNational Physical Laboratory (NPL)のMetallurgy and Metallurgical Chemistryの初代の部長になり、1931年までこのポストにいて、アルミニウム合金の発展に大きく貢献した。特に耐熱合金であるY合金の発明者として知られている。1934年58歳で亡くなった²⁾。彼は1914年に有名な物理冶金学の教科書 (Fig. 1) を著している³⁾。この本ではまず何故Physical Metallurgyという用語を用いるのかという説明から始まっている。当時は状態図と機械的性質、金

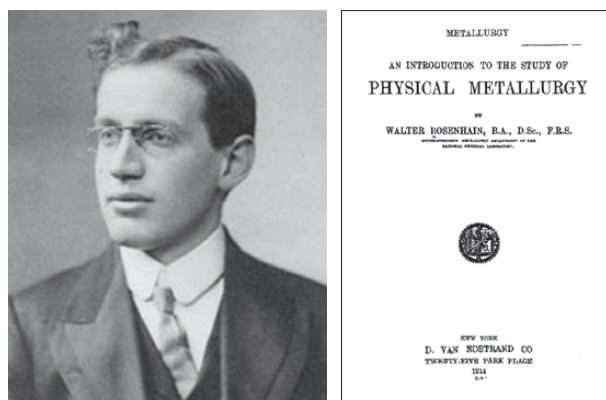


Fig. 1 W. Rosenhain¹⁾ (left) and the title page (right) of the book, "AN INTRODUCTION TO THE STUDY OF PHYSICAL METALLURGY" written by him (Photograph of Rosenhain reprinted from HP of NPL by courtesy of NPL).

属組織、それらの関係が精力的に研究されていることが分かる。彼の率いた部門は、1910～1930年大きな成果を上げ、その後のアルミニウム合金の研究に大きな影響を与えた。ここでは1921年8月英国機械学会のEleventh Report to the Alloys Research Committee on Some Alloys of Aluminium (Light Alloys) (Fig. 2)で報告され、その後の研究に大きな影響を与えた3つの合金について述べる⁴⁾。この報告書は第一次世界大戦中から戦後にかけてのNPLの研究成果をまとめたものである。

2.1.1 E合金

W. Rosenhainの前述の著書 (第1版) では、アルミニ

* 本稿は軽金属, 65 (2015), 590-598に掲載された内容に加筆, 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), 590-598.

** 超々ジュラルミン研究所, 博士 (工学), (元 (株) UACJ 技術開発研究所 顧問)

ESD Laboratory, Dr. (Eng), (Former, Research & Development Center, UACJ Corporation, Adviser)

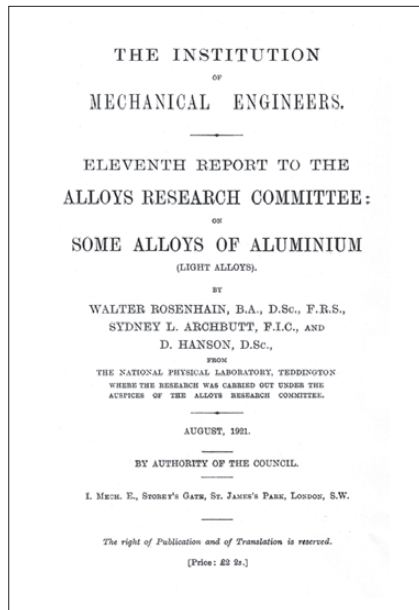


Fig. 2 Title page of the book, "ELEVENTH REPORT TO THE ALLOYS RESEARCH COMMITTEE: SOME ALLOYS OF ALUMINIUM"⁴⁾.

ウム合金に関してはAl-Cu合金とAl-Zn合金に関して状態図があるくらいで少ないが、Al-Zn系合金の状態図についてはかなり詳細に述べている。それは1911年W. RosenhainとS. L. ArchbuttとがJ. Inst. Metalsに発表したものを引用していることによる^{5), 6)}。その後、彼は第一次世界大戦中から戦後にかけて、MgやMnを添加したAl-Cu-Zn合金に焦点を当てて研究を行い、それを上記の英国機械学会合金研究委員会へのEleventh Reportで報告している⁴⁾。その報告書でAl-20%Zn-2.5%Cu-0.5%Mg-0.5%Mnの組成を有するE合金(Zinc Duralumin)は高い強度を示すことを明らかにした。彼らの報告書のデータをもとに合金成分と製造条件と強

度の関係を作成したものをTable 1に示す⁴⁾。Fig. 3は押出棒の熱間圧延に用いた当時の孔型圧延機(溝付き圧延機)である⁴⁾。この孔型圧延機で熱間圧延したE合金を400℃で焼入れ後室温にて5日間時効させると630 MPaの引張強さを示す。この値はこの報告書で最高の強度であると書かれている。R. S. Archerは「この合金の1 mm (18 Gauge) 板材は引張強さ600 MPa、伸び10%に到達する可能性を秘めていたが、この系の合金は重大な弱点を有していた。まず比重が大きいこと、製造が困難なこと、腐食しやすいこと、引張強さよりかなり小さな応力が負荷され続けると粒界割れ感受性、すなわち応力腐食割れ性が高くなることがある。しかし、この合金の応力腐食割れはMn添加で大きく改善された」と述べている⁷⁾。

2.1.2 Y合金

この合金についても同じくEleventh Reportで報告された。その報告書の中に軽合金の高温強度についてまとめたものがあり、そこにY合金が記載されている^{4), 8)}。Y合金というのは試験片番号に付したアルファベットをそのまま用いたもので、特に意味がない。この合金の組成はAl-4%Cu-1.5%Mg-2%Niである。この合金には後述する24Sと同様にマグネシウムが1.5%添加されていることが興味深い。金型に鑄込んだ材料を480℃から焼入れして4日間室温時効させた材料の室温強度は374 MPa、伸びは24%であったが、圧延材では433 MP、伸びが15~18%得られることが分かった⁷⁾。Alcoaでもこの合金を追試したところ、鍛造品を520℃で24時間加熱後一週間時効したときの引張強さは427 MPa、伸びは23%、150℃で16時間時効すると引張強さは448 MPa、伸びは18%を示した⁷⁾。この合金は260℃~370℃での

Table 1 Tensile strength properties of Al-Zn alloys (From the 11th Report to the Alloy Research Committee)⁴⁾.

Alloy	No.	Zn	Cu	Mg	Mn	Extruded rod	Process	Aging	YS (MPa)	TS (MPa)	E (%)
Al-Zn-Cu alloy	W188	25	3			1.25"	As extruded		352	448	16.0
	W236	12	4			1.5"	Hot Rolled → 0.875" *		108	292	22.0
	W235	15	4			1.5"	ibid.		257	374	17.0
	W240	20	4			1.5"	ibid.		318	426	14.0
Al-Zn-Cu-Mg alloy	W191	15	3	0.25		1.25"	As extruded		329	432	17.0
	W193	13	2.5	0.5		1.25"	ibid.		263	395	19.0
	W191	15	3	0.25		1.25"	ibid.	quenched 450℃ and aged	335	482	22.0
	W193	13	2.5	0.5		1.25"	ibid.	quenched 450℃ and aged	286	442	22.0
Al-Zn-Mg alloy	W194	15		0.5		1.5"	Hot Rolled → 0.875" *		287	377	25.0
	W194	15		0.5		1.5"	ibid.	quenched 500℃ and aged	215	377	28.0
Al-Zn-Cu-Mn alloy	W241	20	2.5		0.5	1.5"	Hot Rolled → 0.875" *		329	419	16.0
	W241	20	2.5		0.5	1.5"	ibid.	quenched 350℃ and aged	210	426	21.0
Al-Zn-Cu-Mn-Mg alloy (E alloy)	W242	20	2.5	0.5	0.5	1.5"	Hot Rolled → 0.875" *		366	459	15.0
	W242	20	2.5	0.5	0.5	1.5"	ibid.	quenched 350℃ and aged 1.5h	259	459	20.0
	W242	20	2.5	0.5	0.5	1.5"	ibid.	quenched 350℃ and aged 5d	508	584	12.0
	W242	20	2.5	0.5	0.5	1.5"	ibid.	quenched 400℃ and aged 5d	334	629	9.0

* Grooved rolling mill shown in Fig. 3 was used for hot rolling of extruded rod

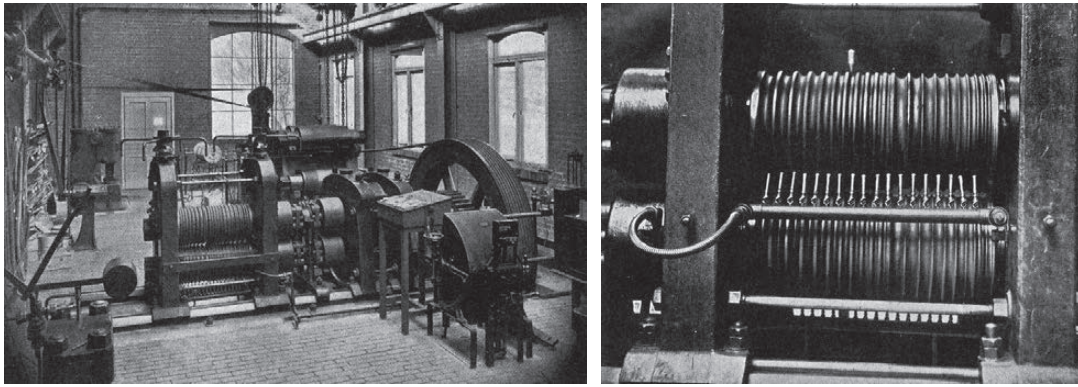


Fig. 3 Grooved rolling mill at National Physical Laboratory (left), and gas-burners for pre-heating grooved roll⁴⁾.

高温強度がジュラルミンや14S系超ジュラルミン(後述)より優れているために英国ではピストン用合金として利用された。切削性はすばらしいが、鍛造性は劣るために生産性が悪いのが問題であった⁷⁾。

2.1.3 Al-Mg-Si系合金

NPLのD. HansenとMarie L. V. Gaylerの両氏は、Al-Mg₂Siの準二元系の状態図を作り、Mg₂Siはアルミニウムに固溶するが、これも高温から低温になるにつれて著しく固溶度が減少することを上記のEleventh Reportで報告した^{4), 9), 10)}。1922年、Marie L. V. GaylerはAl-CuAl₂-Mg₂Siの準三元系合金の状態図を明らかにし、ジュラルミンの硬化にはCuAl₂とMg₂Siの両方の析出硬化が寄与すると考えた¹¹⁾。さらに1923年にはAl-Cu-Mg系三元合金状態図を研究し、アルミニウム固溶体と平衡するのはCuAl₂、Al₆Mg₄Cu、Al₃Mg₂であることを報告した¹²⁾。Al₆Mg₄Cuについては1919年ドイツのZ. Vogelがすでに発見していたが¹³⁾、これを再確認したとのことである¹⁴⁾。

なお、Al-Mg₂Si準二元系状態図の研究とMg₂Siを含むアルミニウム合金の時効については、英国で研究され発表されたが、それを実用合金として利用しようとしたのは、スイスのGiulini社で、すでに1916年Aludurという名称で、焼入れ焼戻しにより析出強化させる合金として特許(Swiss Patents No.85606)を取得している¹⁵⁾。

Aludur 533 : Al-1.3%Si-0.7%Mg-0.4%Fe, 砂型鋳物
熱処理後 : 引張強さ 250~350 MPa,
伸び 8~18%¹⁶⁾

その後スイスのAIAGによってAldreyという名称の合金が導電率の高いアルミニウム合金として、特許が成立した。このAldreyは焼入れしてから線引きをして焼戻しすると強度がさらに向上し導電率も高いので送電線に用いられた¹⁴⁾。

Aldrey : Al-0.55%Si-0.43%Mg

熱処理後 : 引張強さ 300~340 MPa,
耐力 260~300 MPa,
伸び 7~9%¹⁶⁾

2.2 米国標準局 (U.S. Bureau of Standards)

2.2.1 P. D. Merica

米国政府も合金の研究開発を支援するために、1913年、米国標準局はP. D. Merica (Fig. 4¹⁷⁾)を長とする非鉄金属研究班を組織し冶金専門家を投入した。彼はベルリン大学で学位を取得したばかりであった¹⁸⁾。1919年米国鋳山冶金学会(AIME)の講演会でジュラルミンに関する報告を行い、1921年AIMEの会誌にも発表された^{19), 20)}。その発表内容を西村教授の「随筆軽合金史(其三)」から要約して紹介する²¹⁾。P. D. Mericaらは、Cu 0.04~3.74%, Mg 0~3.5%を含む16種の試料を造塊、熱間圧延、冷間圧延、焼鈍により0.8 mmの板を作り、この板を熱処理して引張試験と硬度を測定した。478~525℃から焼入れして20℃および100℃で時

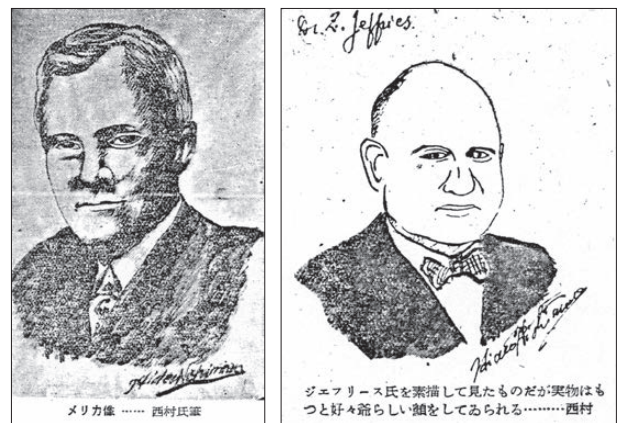


Fig. 4 Portraits of Merica and Jeffries drawn by Professor Nishimura^{17), 23)}.

効した。最も強度が高い成分はCu 3.18%, Mg 0.46%, Fe 0.34%, Si 0.24%であった。引張強さが340 ~ 350 MPa (35 ~ 36 kg/mm²) でジュラルミンより強度が低い、これはCuが少なく、Mnが含まれないためと考えられた。その他、Cu 3.74%, Mg 1.08%, Fe 0.52%, Si 0.3%という合金を515°Cから焼入れて125°Cで14日間時効すると引張強さ440 MPa (45 kg/mm²)、伸び11%を得ている。この成分はその後開発された超ジュラルミンに近く、既にジュラルミンを超える材料が示唆されている。

2.2.2 P. D. Mericaの業績

幸田成康教授は編著「合金の析出」¹⁵⁾の第一章「時効硬化研究の歩み」の中で、P. D. Mericaの研究結果の優れた点を次のように述べた。第一にAl-CuとAl-Mg二元系の状態図を決定し、時効硬化は合金の固溶限が温度低下に伴って減少するが相変化が原因で起こることをはっきりと認めたことである。第二に500°Cからの焼入れによってCuAl₂の析出が抑えられ、室温あるいは100°Cの時効でCuAl₂がコロイド状に分散したきわめて細かい粒子として析出することによって硬化が生じると考えたことである。すなわち焼入れして時効すると硬化を生じるという「析出硬化説」を提唱していることである。

西村教授も「この析出硬化説がもとになって時効硬化の現象が研究されてきたから、時効硬化に関する理論の第一歩をここに画した意味で、P. D. Mericaの業績は大切なものである」と評価している²¹⁾。しかしながら、西村教授は、「実際、CuAl₂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余りしない。Mg₂Siを含む合金などは全く示さないのである。これが両方の化合物を含んだときに、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」、また「アルミニウム、マグネシウム、銅の三元合金になると、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」と述べている¹⁷⁾。

このようにP. D. Mericaの析出硬化説では高温時効には有効であったが、常温時効硬化については十分な説明を与えることができなかった。1920年、W. Fraenkelは電気抵抗が常温時効とともに上昇することを明らかにした^{10), 15), 22)}。この結果、常温時効硬化については析出によるものならば、母相の濃度が低下し電気抵抗は減少すべきであるのに、実際は上昇するため、常温時効と高温時効は違うメカニズムで生じていることが認識され、いくつかの析出前硬化説が唱えられた¹⁵⁾。し

かしなせ硬化するかという機構についての説明は不十分であった。この頃、常温時効、人工時効、低温時効、高温時効という術語が固定化されてきた¹⁵⁾。

P. D. Mericaの発表に関してAlcoaの研究顧問となったZay Jeffries (*1) (Fig. 4²³⁾)は1921年、P. D. Mericaの硬化説を補強する立場で、塑性変形の微細機構であるすべりと析出物の干渉という観点から、ある臨界の大きさの粒子が最も硬化に寄与するという「すべり干渉説 (slip interference theory)」を提唱した²⁴⁾。考え方としては今日の転位論による析出硬化の説明と似ている¹⁵⁾。これらの説に対し、東北大学の本多光太郎博士や今野清兵衛博士は硬化が過飽和固溶体から析出状態に移る中間の状態が生じると考えた。これは鋼がオーステナイト→マルテンサイト→パーライトに変化する中間のマルテンサイトにおいて硬化することと同じ機構を考えていたが、その中間の状態の内部構造に関する説明は不十分であった。幸田教授は「析出前に過飽和に固溶した溶質原子が析出しようとして移動し、それが固溶体母相内で偏析ともいふべき状態をつくりだすことが、どうして著しい硬化をもたらすのかの説明が不足していた」と述べている¹⁵⁾。1930年頃、小久保定次郎博士は、常温時効硬化は銅原子がアルミ原子よりも小さいため、銅原子の移動によって格子にひずみを生じて硬化および電気抵抗の上昇があると「ひずみ硬化説」を唱えた¹⁵⁾。P. D. Mericaも同様に硬化が析出に先立って生じることが分かってくると、結晶格子内にCuAl₂として析出するまでに特定の場所に銅原子が集合して

脚注*1

Zay Jeffries (1888 ~ 1965)⁶⁵⁾: 1888年サウスダコタで生まれ。1909年サウスダコタ鉱山技術大学の機械工学を卒業後、クリーブランドのケース応用科学大学 (現在Case Western Reserve 大学) の冶金学インストラクターとして採用された。その後クリーブランドでの新技術に関するコンサルタントになり、GEのタングステンランプの事業所やアルミニウム鑄造のACCで働いた。1918年ハーバード大学から学位を授与された。1920年Alcoaのコンサルタントになり、同時に一緒に研究するためACCのLynite LaboratoriesからR. S. Archerを迎え入れ、1920年代のAlcoaの鑄造や鍛造でのアルミニウム合金研究を進展させた。彼の材料学に対する貢献としては金属の結晶粒径の測定法 (ジェフリース法として知られている) と材料学的特性との関連、二次再結晶と介在物の関連、転位論の先駆けとなった「すべり干渉説」がある。その後、政府の多くの委員会で活動し、1945年にはGEの副社長となった。日本では日本金属学会のジェフリース賞でその名前はよく知られている。昭和26年、日本金属学会は博士の業績と日米間交流の尽力を評価して名誉員に推薦した。その折に100ドルの寄贈を受けた学会では、この寄付金を賞金として新進気鋭の研究者、技術者に奨学を主眼とする懸賞論文を募集して、昭和29年からジェフリース賞が出されるようになった。現在では賞牌がなくなったため終了している⁶⁶⁾。なお、ジェフリース本人が冶金学者としての研究業績を1963年開催のThe Sorby Centennial Symposiumにて報告している⁶⁷⁾。

くる。P. D. Mericaはこれをknotと称し、銅原子が集まった周囲の格子が歪み、それが迂りを妨げるため硬化の現象が生じると考えた。knotは今日よく用いられるクラスターに相当する¹⁵⁾。なお時効硬化理論については、G. Gürtlerが1956年時点でのドイツにおける研究の歩みをまとめていて、この日本語訳が「軽金属資料」に掲載された²⁵⁾。

2.3 Alcoa

2.3.1 Alcoaの研究所設立

米国でも海軍は第一次世界大戦の開戦とともに硬式飛行船の開発に異常な興味を示し、Alcoaに材料の生産を促した。大戦前のAlcoaは地金生産工程の研究開発に重点を置いていたので、画期的な加工製品の開発や、それを量産化する技術を持っていなかった。また、Alcoaの創始者の一人であるHallが中央研究所の創設といった考え方を拒否していたので、実験設備はないに等しいかあっても原始的なものであり、実験ができるスタッフもない状況だった²⁶⁾。1914年Hallが亡くなり、新しいアルミニウムの市場を開拓することを目指して体系的な研究計画を進める中央研究所を設立することとなり、1919年Technical Departmentが設立され、その下にTechnical Direction BureauとResearch Committee(その中にResearch Bureau)が設置された²⁷⁾。その1919年当時の研究開発組織をTable 2に示す。Technical Direction Bureauの当初の目的は“better aluminum cheaper”であった。Research BureauはHallがなくなる前から始めたプロジェクトを完了させることと同時にSales Departmentからはもっと直近の課題に貢献するよう要請されていた²⁷⁾。その一方で、AlcoaはACC (Aluminum Casting Company) のLynite Laboratoriesを手に入れた。Lynite Laboratoriesは当時、米国では最高級の非鉄金属の技術者を抱えており、

Table 2 Alcoa's research organization (1919)²⁷⁾

Technical Department	Technical Direction Bureau	Technical Direction
		Incoming Materials Inspection
		Analytical Laboratory
		General Physical Laboratory
		Process & Product Supervision
	Research Committee Research Bureau	Engineering
		Library
		Carbon
		Physical Chemistry
		Electrometallurgy
		Experimental Laboratory
		Physical Metallurgy
		Development

特に同所の所長であったZ. Jeffriesは、研究から得られた知識やノウハウを体系化し文書化すること、そして冶金学的なプロセスを正確に書き記すことで技術者がそれを見れば再現できることが必要であると考えた²⁷⁾。1920年Lynite LaboratoriesはAlcoaのResearch Bureauと合併された。1930年には、Technical Direction BureauとResearch BureauはNew Kensingtonに設立されたARL (Aluminum Research Laboratories, 1950年代、Alcoa Research Laboratoriesに改称) に統合された²⁷⁾。ARLの基礎研究の成果は報告書、技術論文、本などの様々な形態で文書化された。研究者はそのような出版物を出すことが励みとなり信頼も得ることができた²⁷⁾。

2.3.2 The Aluminum Industryの出版

出版物の一つにJ. D. Edward, F. C. Frary, Z. Jeffriesが編集した全二巻からなる1930年発行のThe Aluminum Industryがある(Fig. 5)。執筆者はすべてAlcoaの研究者である。Vol.1 - Aluminum and Its Production, Vol.2 - Aluminum Products and Their Fabrication⁶⁾の二巻である。第一巻はアルミニウムの歴史とアルミナおよびアルミニウムの製錬が、第二巻はアルミニウムとアルミニウム合金およびその製造法をまとめている。第二巻の第三章Constitution and Structure of Aluminum Alloy SystemはZ. Jeffriesと一緒にLyniteからAlcoaに移籍してきたR. S. Archerが執筆した。合金系として以下の合金について形成される化合物とともに状態

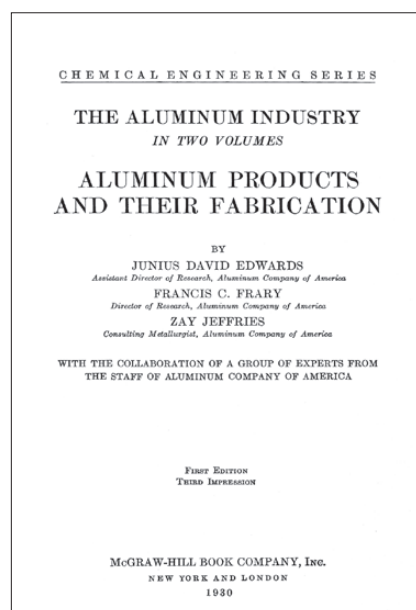


Fig. 5 Title Page of text book, “THE ALUMINUM INDUSTRY IN TWO VOLUMES, ALUMINUM PRODUCTS AND THEIR FABRICATIONS” written by Alcoa researchers⁷⁾.

図が示されている。実用的な合金系の状態図についてはこの頃までにほとんどできていたものと考えられる。掲載されている合金系は以下の通りである。

Al-Cu, Al-Si, Al-Fe, Al-Mn, Al-Zn, Al-Mg, Al-Mg₂Si, Al-Mg-Si, Al-Fe-Si, Al-Cu-Si, Al-Cu-Fe, Al-Cu-Mg, 状態図は示されていないが Al-Cu-Ni, Al-Cu-Zn

第五章 Commercial Alloys of Aluminum も同じく R. S. Archer が執筆しているが、実用合金として掲載されているのは、鋳物合金以外に展伸用合金として、次の7種類である。

Al-1.25%Mn (3S), Duralumin, 25S Alloy,
Al-Mg-Si Alloys (51S), Super-Duralumin,
Y Alloy (Wrought), "Alclad" Products

25S Alloy は Al-4.4%Cu-0.8%Si-0.75%Mn 合金で、Alcoa に移ってきた Z. Jeffries と R. S. Archer によって 1919 ~ 1920 年頃開発された。熱間加工性が良いのでプロペラなどの鍛造用合金として用いられた。51S も Al-1.0%Si-0.6%Mg 合金で、同時期に Z. Jeffries と R. S. Archer によって開発され、鍛造品、押出材および板材で使用された。いずれの合金も高温時効して使用された。Super-Duralumin としては C17S (Al-4.0%Cu-0.5%Mg-1.25%Si-0.5%Mn) と No.427 (Al-4.4%Cu-0.35%Mg-0.8%Si-0.75%Mn) が工業化された。C17S は 17S にけい素を添加した合金で、No.427 は 25S に Mg が添加された合金で、後述する 14S のことである。"Alclad" Products についても後述する。

この本の出版は、その後 1949 年 Physical Metallurgy of Aluminum Alloys²⁸⁾, 1967 年 Aluminum, Vol.1 ~ 3²⁹⁾, 1984 年 Aluminum: Properties and Physical Metallurgy³⁰⁾ に繋がっている。これらの出版物には Alcoa の研究や技術およびそれらのデータが集大成されていて、これからアルミニウムを研究したり利用したりする場合の入門書として世界中で用いられている。

2.3.3 17S

1916 年、Alcoa は米海軍からドイツが使用している合金と同等かより高い強度の合金が求められ、同じ頃、フランスで墜落したツェッペリン飛行船の桁の破片が海軍から Alcoa に送られてきた。これらの情報をもとに、Alcoa は引張強さ 425 MPa (43 kg/mm²), 耐力 275 MPa (28 kg/mm²), 伸び 22% を有するジュラルミンと同様な合金 17S (Cu 4.0%, Mg 0.5%, Mn 0.5%) をその年に商品化した^{28), 30), 35)}。Alcoa は海軍の建造する飛行船 Shenandoah 号のための 17S 合金圧延材を供給する義務を負った。1922 年末には、高強度合金板、年間 25000 トンの生産が可能となり、17S が主役となった²⁶⁾。

1923 年秋に Alcoa の祝賀行事として Shenandoah 号は New Kensington 工場の上空を飛行した²⁷⁾。しかし、1925 年、この飛行船は嵐の中で三つに割れて墜落し、14 名が死亡するという悲劇が生じた²⁷⁾。この事故の情報を受けて、Alcoa は飛行船の事故は金属が原因で起こしたかどうか確認するためにすぐに事故現場に向かい、残骸を確認して破壊点がすべて綺麗で腐食がないことを確かめた。これに対し、標準局や MIT 教授から粒界腐食の嫌疑がかけられたため、Alcoa の試験部は同業他社に先んじた高性能の試験装置を開発しその嫌疑を晴らすこととなった^{26), 27)}。さらに耐食性向上のため、1928 年、Alcoa の Aluminum Research Laboratories の Edgar H. Dix, Jr. により 17S 板材に高純度アルミニウムを板厚の 2.2 ~ 10% 表面に貼り付けたクラッド材が開発され、Alclad と呼んだ^{7), 31)}。Fig. 6 は E. H. Dix, Jr. らの開発した Alclad 材の断面写真である⁷⁾。皮材の純アルミニウムと芯材の間に拡散層が形成されていることが分かる。船などさらに厳しい環境下で使用するためには、さらに適切な塗装を施した。

2.3.4 Alcoa, 超ジュラルミン 14S 発明

Alcoa は 17S について、ドイツから過大なロイヤリティ支払いの要求や過大な法廷費の支払いを嫌い、代替合金の開発を研究者に要求した²⁵⁾。研究者の方でもジュラルミンの強度をさらに向上させたいという要求は当然起きてくる。その最初は、1925 年の Alcoa の R. S. Archer と Z. Jeffries の研究である³²⁾。彼らは、Si を 0.5% 以上添加する高温時効でジュラルミンより高い強度が得ら

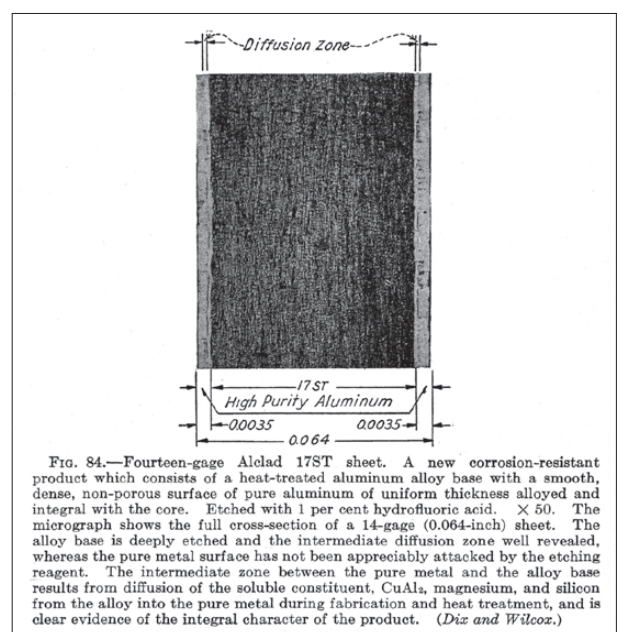


Fig. 6 Diffusion Zone of Alclad 17S and its description⁷⁾.

れることを報告している。西村教授によれば超ジュラルミン(スーパー・ジュラルミン)という名称は1927年、米国の機械学会(ASME)のクリーブランドの講演会で、Z. Jeffriesが引張強さ370~430 MPa (38~44 kg/mm²)の強力なアルミニウム合金ができ、これを超ジュラルミンという名称で発表したのが最初と言われている³³⁾。Alcoaは1928年、14S (Cu 4.4%, Mg 0.4%, Si 0.9%, Mn 0.8%)を開発した。焼入れ焼戻し(T6調質)で引張強さ485 MPa (49 kg/mm²)、耐力415 MPa (42 kg/mm²)が得られたが、伸びが13%と低いので、板材としてよりも鍛造品で多く用いられた^{30), 34), 35)}。当時、ケイ素を多く含有した超ジュラルミンを含ケイ素超ジュラルミンと称していた¹⁴⁾。

2.3.5 Alcoa, 超ジュラルミン24S発明

14Sに対し、24S (Cu 4.5%, Mg 1.5%, Mn 0.6%)がAlcoaによって1931年開発された。ジュラルミンのMg量を1.5%まで増加させたもので、含ケイ素超ジュラルミンが人工時効を必要とするのに対し、24Sは室温時効だけでジュラルミンを越える強度に達する特徴がある。これを24S型超ジュラルミンと称した¹⁵⁾。現在では超ジュラルミンというと24Sを指すことが多い。

17Sや14Sの生産から24Sへの生産は、マグネシウムを1%増加させたただけだが、製造がより困難になる。この合金を製造するには、溶解、鋳造および圧延技術の進歩がかかせなかったとJ. A. Nock, Jr.は述べている³⁵⁾。E. H. Dix, Jr.もまた板材の製造は非常に困難であったが、第二次世界大戦中に高速で圧延できるようになったと述べている³⁶⁾。押出性も非常に悪かったが、同じく第二次世界大戦前の生産設備を10倍にして製造した。これらの技術の進歩に付け加えて、著者は当時標準的な99.5%の地金に対しAlcoaが比較的純度の良い99.8%の地金を安価に製造できるようになったことも関係しているのではないかと考えている。

24S-T3は、代表値で引張強さ485 MPa (49 kg/mm²)、耐力345 MPa (35 kg/mm²)、伸び18%で、17S-T4は引張強さ430 MPa (44 kg/mm²)、耐力280 MPa (28 kg/mm²)、伸び22%で、17Sに比べ耐力が23%高い^{29), 30)}。T3調質では圧延材や押出材を焼入れ後平坦あるいは真っ直ぐに矯正あるいは残留応力を最小限にするために1.5~3%の冷間加工をすることで強度も向上する。この合金は強度が高いためすぐに17S-T4に取って代わった³⁷⁾。そしてそのクラッド材Alclad 24S-T3は旅客機の胴体の材料としていまなお使われているが、その最初の飛行機がDC-3 (Fig. 7)である³¹⁾。

DC-3はDC-2に比して定員を5割増としながら、その



Fig. 7 DC-3 using Alcoa's Alclad 24S-T3 for the skin of the fuselage (<http://www.boeing.com/history/products/dc-3.page>).

運航経費は僅か3%ほどの増に過ぎなかった。それ以前のアメリカ合衆国の航空旅客輸送は、旅客運賃収入だけでは必要なコストを賄えず、連邦政府の郵便輸送補助金を受けることで何とか成り立っていた。ところがDC-3は、その収容力によって、自らの運賃収入だけでコストを賄うことができた。郵便補助金に頼る必要のない「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合金開発によるところが大きい。連合軍欧州総司令官であり、のちにアメリカ合衆国大統領となったD. D. Eisenhowerは、第二次世界大戦の連合軍勝利に著しく寄与したのは「ダコタ (DC-3の軍用輸送機バージョン) とジープとバズーカ砲である」と述べている。

2.4 ドイツ

2.4.1 Dürener Metallwerke A.G.

ドイツのDürener Metallwerke A. G. の主任技術者であったK. L. Meissnerも1930年、英国の金属学会で講演発表し、論文名“The Effect of Artificial Ageing upon the Resistance of Super-Duralumin to Corrosion by Sea-Water”, “The Artificial Ageing of Duralumin and Super-Duralmin”として英国金属学会誌に投稿している^{38), 39)}。論文でSuper-Duraluminが出てくるのはこれが最初である^{33), 40)}。K. L. Meissnerの超ジュラルミンはCu 4%, Mg 0.5%, Si 0.8%, Mn 0.5%, Al残分という合金で、ジュラルミンと比較してケイ素が多い。この合金の板材の焼入れ焼戻し後の引張強さは490 MPa近くなる。K. L. MeissnerはNPLのMarie L. V. Gaylerらの影響を受けてCuAl₂とMg₂Siの析出を組み合わせて時効硬化すると考えてこの成分を選んだと考

えられる。こうした基礎研究をもとに、Dürener Metallwerke A. G. は超ジュラルミン681ZB (Al-4.2%Cu-0.9%Mg-0.6%Mn-0.5%Si) とその強度を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た^{41), 42)}。西村教授は、もし常温時効をする合金を目標にしたなら、もっと変わった方向に進んだかもしれないと述べている⁴³⁾。

2.4.2 Sander合金

ドイツのエッセンにあるTh. Goldschmidt A. G. の金属研究所のW. Sanderは1923年、1924年K. L. Meissnerと連名でAl-Mg-Si-Zn系合金の状態図と機械的性質を発表している^{44), 45)}。Al-Zn-Mg系の状態図は既に1913年G. Egerによって発表されていたが^{46), 47)}、W. SanderとK. L. Meissnerは、この三元系状態図を再検討し、Al-MgZn₂が擬二元系をつくり、しかも溶解度が温度とともに減少し、475°Cでの最大固溶度28%から室温の4~5%まで変化することが分かった。そこでMgZn₂を4~10%含むアルミニウム合金をつくって常温時効性を調べた。それらの合金の中のAl-8%Zn-1.5%Mg-0.2%Si合金の常温時効特性をTable 3に示す^{45), 48)}。この合金はその後、Mnが添加され人工時効によってさらに強力なものが得られることが分かり、Constructal 8 (Al-7%Zn-2.5%Mg-1%Mn-0.2%Si) が開発された¹⁵⁾。その引張性質は、引張強さ590 MPa (60 kg/mm²)、伸び9~10%である^{48), 49)}。

西村教授もまた、「昭和2年(1927年)に、西原清廉氏の卒業論文の実験として、MgZn₂のアルミニウムに於ける固溶度を調べるとともに、時効硬化を調べて貰ったが、焼入した試料にブリネル硬度計で窪みを造ると甚だしいときは直に、或いは時間が経てから、その周辺に割れ目が生じて、所謂時期割れの現象を認め、この合金は使用し得ないという結論になった。Constructal 8も同様の現象のためだったのであろう。使用されなくて終わった。」と記している⁴⁸⁾。

Table 3 Effect of quenching temperature on the tensile strength at room temperature in Al-8%Zn-1.5%Mg-0.2%Si alloy ^{45), 48)}.

Chemical composition %				Quenching temperature °C	As quenched		Aging for 5 days	
Al	Zn	Mg	Si		Tensile strength MPa	Elongation %	Tensile strength MPa	Elongation %
90.3	8	1.5	0.2	150	234	4.2	234	4.2
				300	237	15.2	419	12.3
				450	216	18.1	413	13.4
				520	241	20.5	424	15.1

3. GPゾーンの発見

1930年代になるとX線回折を用いた研究が進展してきた¹⁴⁾。1935年G. WassermannとJ. Weertsにより200°Cで30分加熱したAl-Cu合金で平衡相のCuAl₂と違う斑点を見出した⁵⁰⁾。これは結晶構造から組成としてはCuAl₂であるが、さらに300°Cの高温に加熱すると平衡相に変化するので、平衡相析出の途中の中間的な準安定相であると考えた。その翌年、W. L. FinkとD. W. SmithはDebye-Scherrer写真において中間相の干渉線を認め、平衡相CuAl₂のθ相に対し、この新相をθ'と名づけた⁵¹⁾。1938年、NPLのG. D. Prestonは200°Cで現れる中間相の結晶構造を研究し、母相の{001}面上で整合性を有するため、この中間相は母相の{001}面に平行な平板状の外形をとることを明らかにした⁵²⁾。

1938年、パリの高等師範学校(École Normale Supérieure)のA. J. Guinier (*2)と英国のNPLのG. D. Preston (*3)はそれぞれ別個に、時効初期のAl-Cu合金単結晶に単色X線を照射することで、溶質原子の集

脚注*2

A. J. Guinier (1911~2000)は1911年フランス、Nancyで生まれた。彼の父、P. Guinierもフランスではエコロジーの先駆者として知られている。A. J. Guinierは1934年、École Normale Supérieure (ENS, 高等師範学校)を卒業した後、1935年ENSの物理研究所に移り、結晶学者のC. Mauguin教授の指導を受けて学位を取得し、Conservatoire national des arts et métiers (CNAM, フランス国立工芸院)に職を得た。1944年にはCNAMにResearch Laboratoryを立ち上げ、1949年にはパリ大学の教授となり、大学では基礎物理を教え、CNAMではX線と金属の構造の研究を行った。その後、OrsayにUniversity Scientific Centreを立ち上げ、これがCentre National de la Recherche Scientifique (CNRS)となった。彼はParis-Sud Universityの教授で、フランス科学アカデミー会員であり著名な科学者として知られている。彼はX線小角散乱法を用いて固体の構造解析を行ったことである。その最初の業績がGPゾーンの発見である⁶⁸⁾。

脚注*3

G. D. Preston (1896~1972)は1896年に生まれたが、3歳の時に彼の父Thomas Preston (1860~1900)は亡くなった。父もまた著名な物理学者でthe Royal Society of Londonのフェローをしていた。G. D. Prestonはケンブリッジ大学で自然哲学を学んだ後、1921年、NPLのW. Rosenhainのもとで研究を行った。G. D. PrestonはW. Rosenhainの指示のもとでX線回折を金属の結晶構造解析に適用することを始めた。その一方で、G. D. PrestonはMarie L. V. Gaylerとアルミニウム合金の時効析出の研究を始めた。その結果がGPゾーンの発見に繋がった。彼はその後、1940年NPLに最初の透過型電子顕微鏡を導入した。1943年にはスコットランドにあるDundee大学に移り、物理学部長に就任し、1944年、the Royal Society of Edinburghのフェローになった。1972年に亡くなった。詳細はO. H. Duparc博士の“The Preston of the Guinier-Preston Zone. Guinier”を参照されたい⁵⁷⁾。Duparc博士はA. J. Guinierに比べてG. D. Prestonがその偉大な業績にもかかわらず、無視されて人名辞典などにその名前が残されていないことを残念に思い、MMTへの執筆となったことを書いている⁵⁷⁾。

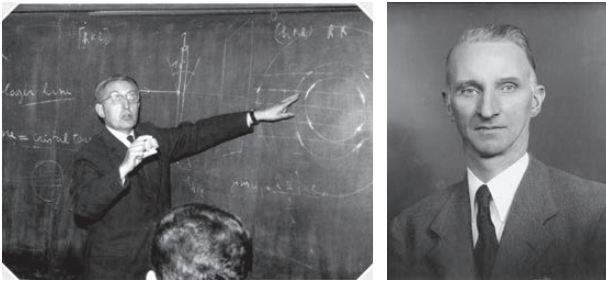


Fig. 8 Professor Guinier's lecture (left) and Professor Preston before retirement (right) (reprinted by courtesy of Dr. O. Hardouin Duparc)⁵⁷⁾.

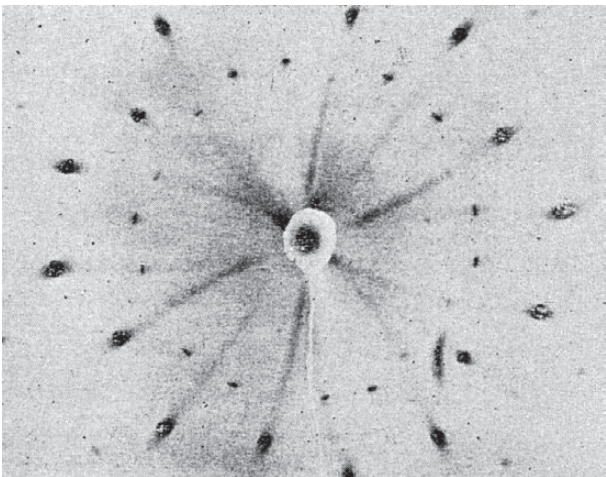


Fig. 9 Laue spots and line patterns showing the presence of GP zone by X-ray diffraction of Al - 4% Cu alloy (Preston, 1938)⁵⁴⁾.

合体を発見した (Fig. 8)^{53)~57)}。今日二人の名前の頭文字をとってGPゾーン (Guinier-Preston Zone) と呼ばれている。Fig. 9に示すようにX線照射でラウエ斑点に異常な線状模様が出現し⁵⁴⁾、この線状模様は母相の{001}面上に平面状にCu原子の偏析が生じたことによるためと同じ結論に達した。これまで曖昧であった時効初期の過飽和固溶体で生じる変化が明らかとなった。その後A. J. Guinier等は、Al-Cu合金で25~300℃までの時効処理を行い、X線の変化と硬さの関係を調べ、初期の時効変化はGPゾーンの形成と、高温の弱い硬化は中間相の析出と関連があることを明らかにした⁵⁸⁾。またGPゾーンのサイズを求め、20℃時効では径50 Å以下、100℃時効では150~200 Å、厚みは20~100℃で4 Åとしている⁵⁸⁾。

4. 復元現象

常温時効した試料を高温時効すると少し軟化してから再び硬化する現象は、初め英国でMarie L. V. Gayler

がAl-Cu合金で発見し発表したが、その後忘れられていた⁵⁹⁾。当初その解釈は明確ではなかったが、その後、焼入れ状態に戻ると考えられた。G. D. Prestonは線状模様が200℃ 10分の熱処理で消失することから、Cu原子の集合体 (GPゾーン) が熱処理で溶解すると結論付けている^{15), 52)}。この現象を、独語ではRückbildung、英語ではReversion、日本語では復元と訳されている⁶⁰⁾。

西村教授は、Alcoaの24Sが実用化されてくると、「ジュラルミンははじめAl-CuAl₂-Mg₂Siの準三元系として取り扱われたが、筆者はこれをAl-Cu-Mg系として扱うことが合理的であると考えて、Al側のAl-Cu-Mg系合金の状態図を研究した。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⁶¹⁾。このS相の組成比は、CuAlとMg₄Al₃を結ぶ線上の化合物(7CuAl, 2Mg₄Al₃)が最も近い組織と考えAl₁₃Cu₇Mg₈とした^{62), 63)}。その後、英国のRaynorらは西村教授の提案したS化合物をCuAl₂とMgを結ぶ直線上の化合物になるとしてAl₂CuMgとした⁶¹⁾。この相の組成は、教授の分析値とほぼ一致する。S相を考え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る^{15), 64)}。

5. おわりに

ドイツでジュラルミンが開発され、それと同じものをまず製造するところから高強度材の研究が始まった。当然、さらなる高強度材の開発が要求され、各国の研究者や技術者は開発に取り組んだ。まずは状態図の作成から始まり、固溶度の高い合金を求めて合金探索が行われた。一方で、強度を決めている化合物は何か、Al₂Cu、Mg₂Si、S相なのか、あるいはそれらの中間相か? 室温で硬くなるのはなぜか? 当初、ジュラルミンが硬くなる理由として、ジュラルミンには不純物のケイ素が多いので、Al₂CuとMg₂Siと考えた。その結果Mg₂Siを増やせば硬くなるであろうと考え、その延長上で14Sが開発された。結果論かもしれないが、西村教授の言うように最初から常温時効に寄与するS相を増やすことを考えていれば、24Sの方に向かっていたように思われる。

Alcoaがドイツのジュラルミンと同等の17Sの工業化(1916)から24S超ジュラルミンの発明(1931)まで約15年もかかっている。たかだかMg量が1%増加しただけであるが、著者は考え方の方針転換や幾つかの技術的なハードルがあったのではないかと考えている。1つ目は西村教授が指摘しているようにジュラルミンの硬

化にはMg₂Siが関与していると考え、ケイ素を増やすことで高強度化を図ることが優先されたことである。2つ目は鉄やケイ素が多すぎると十分な室温時効硬化性が得られなかったことから、むしろ地金の鉄やケイ素の不純物を低減させる技術が促進され、99.8%の地金が容易に利用できるようになったためではないかと推定される。この点に関しては第三回の「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」であらためて述べる。3つ目は鑄造・圧延技術で、4つ目はジュラルミンがなかなかZeppelin飛行船に採用できなかった原因であるロール成形技術ではないかと考えている。Mg量が1%増えるだけで、鑄造が難しくなること、加工硬化で熱間加工やロール成形が容易でなくなることがあったのではないかと推察する。逆にこれを克服して超ジュラルミンの工業化を成功させたAlcoaの生産技術のレベルの高さにあらためて驚く。得てして、我々企業内の研究者は現状の生産設備の枠の中で材料開発を考えてしまう傾向がある。これを打破しない限り新たな発展はないということであろう。

参考文献

- 1) <http://www.npl.co.uk/people/walter-rosenhain>
- 2) https://en.wikipedia.org/wiki/Walter_Rosenhain, <http://www.encyclopedia.com/doc/1G2-2830903737.html>
- 3) W. Rosenhain: Metallurgy, An Introduction to the Study of Physical Metallurgy, D.VAN NOSTRAND, (1914). Forgotten Booksより原本(第一版, 1914)を複製した本が販売されている。原本は第三版(1935)まで出版されている。
- 4) W. Rosenhain, S. L. Archbutt and D. Hanson: Eleventh Report to the Alloys Research Committee on Some Alloys of Aluminium (Light Alloys), Inst. of Mech. Engrs. August, (1921).
- 5) W. Rosenhain and S. L. Archbutt: Journ. Inst. Metals, No.2, **11** (1911), 236-258.
- 6) 西村秀雄: 随筆・軽合金史(其三), 軽金属時代, **No.174**(1949), 2-4.
- 7) R. S. Archer: The Aluminum Industry Vol.2, Aluminum Products and Their Fabrication, by J. D. Edwards, F. C. Frary and Z. Jeffries, McGraw-Hill Book Company, (1930), 60-272.
- 8) W. Rosenhain, S. L. Archbutt and S. A. E. Wells: Journ. Inst. Metals, **29** (1923), 191-209.
- 9) D. Hansen and Marie L.V. Gayler: Journ. Inst. Metals, **26** (1921), 321-359.
- 10) 西村秀雄: 随筆・軽合金史(其七), 軽金属時代, **No.178**(1949), 27-30.
- 11) Marie L. V. Gayler: Journ. Inst. Metals, **28** (1922), 213-252.
- 12) Marie L. V. Gayler: Journ. Inst. Metals, **29** (1923), 507-528.
- 13) Z. Vogel: Z. Anorg. Allgem. Chem., **107** (1919), 265.
- 14) 西村秀雄: 随筆・軽合金史(其11), 軽金属時代, **No.182** (1949), 14-15.
- 15) 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.
- 16) A. Zeerleder: The Technology of Aluminium and its Light Alloys, Nordemann Publishing Company, (1936), 19-40., The Technology of Light Metals, Elsevier Publishing Company, (1949), 15-43.
- 17) 西村秀雄: 随筆・軽合金史(第23回), 軽金属時代, **No.194** (1950), 17-19.
- 18) O.H. Duparc: Z. Metallkde, **96** (2005), 398-404.
- 19) P. D. Merica, R. G. Watenberg and J. R. Freeman: Trans. of AIME, **64** (1921), 3-25.
- 20) P. D. Merica, R. G. Watenberg and H. Scott: Trans. of AIME, **64** (1921), 41-79.
- 21) 西村秀雄: 随筆・軽合金史(其三), 軽金属時代, **No.174**(1949), 2-4.
- 22) W. Fraenkel and R. Seng: Z. Metallkde, **12** (1920), 225.
- 23) 西村秀雄: 随筆・軽合金史(第29回), 軽金属時代, **No.200** (1951), 10-12.
- 24) 西村秀雄: 随筆・軽合金史(其五), 軽金属時代, **No.176**(1949), 2-4.
- 25) G. Gürtler: 50 Jahre Aushärtung, Aluminium, **32** (1956), 575-580., 時効硬化現象の研究(時効現象研究同好会誌, 東京工業大学), 軽金属資料, **No.291** (1957), 5-11.
- 26) 清水啓: アルミニウム外史(上巻), 戦争とアルミニウム, カロス出版, (2002).
- 27) M. B. W. Graham and B. H. Pruitt: R&D for Industry, A Century of Technical Innovation at Alcoa, Cambridge, (1990).
- 28) W. L. Fink, F. Keller, W. E. Sicha, J. A. Nock, Jr. and E. D. Dix, Jr.: Physical Metallurgy of Aluminum Alloys, ASM, (1949), 1-92.
- 29) Aluminum, Vol. 1, Properties, Physical Metallurgy and Phase Diagrams, Vol. 2 Design and Application, Vol. 3 Fabrication and Finishing, edited by K. R. Van Horn, ASM, (1967).
- 30) Aluminum: Properties and Physical Metallurgy, edited by J. E. Hatch, ASM International, (1984).
- 31) J. T. Staley: History of Wrought-Aluminum Alloy Development, Aluminum Alloys-Contemporary Research and Applications, edited by A. K. Vasudevan and R. D. Doherty, Academic Press, Inc. 1989, 3-31.
- 32) R. S. Archer and Z. Jeffries: AIME, **71** (1925), 828-863.
- 33) 西村秀雄: 随筆・軽合金史(第20回), 軽金属時代, **No.191** (1950), 2-4.
- 34) W. A. Anderson: Precipitation From Solid Solution, ASM, (1959), 150-207.
- 35) J. A. Nock, Jr.: Physical Metallurgy of Aluminum Alloys, ASM, (1949), 167-199.
- 36) E. H. Dix, Jr.: Metal Progress, (1950), 484-489.
- 37) T. W. Bossert: Metal Progress, Jan. (1937), 42-45.
- 38) K. L. Meissner: J. Inst. Metals, **35** (1931), 187-208.
- 39) K. L. Meissner: J. Inst. Metals, **35** (1931), 207-240.
- 40) 西村秀雄: アルミニウム及其合金, 共立社, (1941), 231-246.
- 41) 田邊友次郎: 各國超デュラルミンの現況, 住友金属工業・研究報告, 第2巻第10号(1937), 1021-1040.
- 42) 田邊友次郎: 現代の工業用軽合金に就て(II), 日本金属学会誌, **1** (1937), 107-128.
- 43) 西村秀雄: 随筆・軽合金史(第20回), 軽金属時代, **No.191** (1950), 2-4.
- 44) W. Sander und K. L. Meissner: Z. Metallkunde, **15** (1923), 180-183.
- 45) W. Sander und K. L. Meissner: Z. Metallkunde, **16** (1924), 12-17.
- 46) G. Eger: Inten. Z. Metallog., **4** (1913), 29-128.
- 47) 西村秀雄: 随筆・軽合金史(其14), 軽金属時代, **No.185**

- (1949), 9-11.
- 48) 西村秀雄: 随筆・軽合金史 (其15), 同上, **No.186** (1950), 2-4.
- 49) W. Sander: Z. Metallkunde, **19** (1927), 21., J. Inst. Metals, **37** (1927), 445.
- 50) G. Wassermann und J. Weert: Metallwirt. **14** (1935), 605-609.
- 51) W. L. Fink and D. W. Smith: AIME, Met. Div., **122** (1936), 284-300.
- 52) G. D. Preston: Phil. Mag. **26** (1938), 855-871.
- 53) A. Guinier: Comptes Rendus, **206** (1938), 1641-1643.
- 54) G. D. Preston: Proc. Roy. Soc., A **167** (1938), 526-538.
- 55) A. Guinier: Nature, **142** (1938), 569-540.
- 56) G. D. Preston: Nature, **142** (1938), 570.
- 57) O. H. Duparc: Metall. Mater. Trans. 41 A, (2010), 1873-1882.
- 58) J. Calvet, P. Jacquet et A. Guinier: J. Inst. Metals, **6** (1939), 177-193.
- 59) M. L. V. Gaylor: J. Inst. Metals, **28** (1922), 213-252.
- 60) 西村秀雄: 随筆・軽合金史 (第33回), 軽金属時代, **No.204** (1951), 2-4.
- 61) 西村秀雄: 続・軽合金史, (第六回), 軽金属時代, **No.227** (1953), 22-24.
- 62) 西村秀雄: Alを主成分とせるAl-Cu-Mg系合金の状態図に就て, 日本金属学会誌, **1** (1937), 8-18.
- 63) 西村秀雄: Alを主成分とせるAl-Cu-Mg系合金の時効硬化に就て, 日本金属学会誌, **1** (1937), 59-71.
- 64) 村上陽太郎: アルミニウム合金の時効析出にまつわる歴史と進歩, 第31回軽金属セミナー「アルミニウム合金の時効析出-基礎から応用まで-」, 軽金属学会, (2008).
- 65) <http://www.asmcleveland.com/zay-jeffries>
<http://www.encyclopedia.com/doc/1G2-2830902180.html>
- 66) 木村尚: ジェフリース博士の志を忘れまい, 日本金属学会誌, **25** (1986), 782.
- 67) Z. Jeffries: The Sorby Centennial Symposium on the History of Metallurgy, ed. by C. S. Smith, Gordon and Breach Science Publishers, 1963, 109-119.
- 68) M. Lambert: Acta Cryst. (2001). A57, 1-3.
<http://www.rigaku.com/downloads/journal/Vol16.1.1999/guinier.pdf>.
http://www.iucr.org/_data/assets/pdf_file/0004/769/guinier.pdf.



吉田 英雄 (Hideo Yoshida)
超々ジュラルミン研究所 博士 (工学)
(元 (株)UACJ 技術開発研究所 顧問)