解説

高力アルミニウム合金の開発経緯と現状

平野 正和*

Historical aspects of high strength aluminum alloys

Masakazu HIRANO*

1. はじめに

近年の科学技術の進歩に伴う軽量構造物の発展は目ざましく、航空機、宇宙ロケットおよびリニアモーターカーなど、多くの分野で次世代を担う開発計画が着々と進められている^{1),2)}。このような構造物の高性能化につれて、比強度の優れた高力アルミニウム合金の役割はますます重要となり、求められる性能もさらに高度化、細分化されている。

著しい技術革新を背景に、航空機においては、従来の高力アルミニウム合金から複合材などの新素材に材料構成が大きく転換するとの予想が多い。しかしながら、新鋭大型旅客機のB747およびB767などでは、機体製造における加工技術、コストおよび信頼性などの面から、やはり従来の高力アルミニウム合金が一次構造部材を中心に採用され、全体の約80%もの重量を占めている³⁾。今後も、戦闘機などの新素材を必要とする高性能航空機の開発が求められる反面、経済性重視のため実績の多い高力アルミニウム合金を用いた地域輸送やコンピューターなどの市場拡大が予想されている⁴⁾。このような状況の下、材料開発の現場では、構造物のなお一層の高性能化を目指し、新合金および新技術の開発が鋭意進められている。そこで本稿では、高力アルミニウム合金の開発経緯を振り返り、その現状について概説する。

2. 高力アルミニウム合金

2.1 高力アルミニウム合金の開発経緯

高力アルミニウム合金は優れた比強度を持つため、1906年にWilmsがAl-Cu-Mg系合金の時効硬化現象を発見した当時、急速に発展しつつあった航空機と開発の

歴史を共にしている。1917年に2017合金(ジュラルミン)が登場し、1939年に2024合金(超ジュラルミン)、および1943年に7075合金(超々ジュラルミン)と、現在でも航空機の主要部材に使用される有名な合金が開発されている⁴⁾。これらは、当時の航空機の設計思想に従い、いずれも静的強度向上を主目的に開発された合金である。

一方、航空機の機体設計は、技術の進歩によって損傷の定量的評価や高精度な限界設計が可能になるに伴い、初期の安全寿命設計(safe life design)からフェールセーフ設計(fail safe design)となり、1970年代の広胴型大型ジェット旅客機時代を迎え、現在の損傷許容設計(DTD: damage tolerance design)へと発展してきた⁵⁾。

図1 高力アルミニウム合金の開発年度と材料特性の変化

* (株)神戸製鋼所真岡研究室(真岡市)。Research Section, Mōka Research Department, Aluminum & Copper Division KOBE STEEL, LTD. (Mōka-shi, Tochigi).

受理日:平成2年11月26日

図2 2000系高力アルミニウム合金の化学成分

図3 7000系高力アルミニウム合金の化学成分

損傷許容設計では、検査で発見できない欠陥が構造体にすでに存在することを前提として破壊寿命を推定する。このため、静的強度より破壊靱性や耐応力腐食割れ性に優れることが重視されるなど、材料に対する要求が変化してきている。

高力アルミニウム合金の開発年度と、それぞれの強度、破壊靱性および耐応力腐食割れ性の変遷を図1に示す^{4), 6), 7)}。2017および7075合金開発以来、2000系および7000系合金の静的強度はほとんど変化していないが、破壊靱性および耐応力腐食割れ性は初期の合金に比べ著しく改善されており、各特性のバランスがとれた材料が指向されていることが分かる。主要合金の化学成分範囲および開発順序を図2および図3に示す⁸⁾。このうち2224, 2324および7150などがB767型機に採用された。最新のB777型機には更に新しい開発合金が採用される予定である。

これらの高力アルミニウム合金の開発と並行して、新しい発想による新材料の検討が進められている。一挙に10%以上もの軽量化と剛性の向上を図る、高比強度のAl-Li合金の開発が⁹⁾、共同研究会社の(株)アリウムにて開始されたのは周知の通りである。また、従来の製造方法では得られない優れた材料特性が期待できる粉末合金(P/M)¹⁰⁾、および新しい機体構造を可能とする画期的な材料の複合材料(FRM)¹¹⁾などの開発が鋭意進めら

図4 高力アルミニウム合金の強度と靱性および応力腐食割れ性の関係

れている。これら新材料の開発現状については多くの報告があるので詳細は省略するが、性能およびコストによっては高力アルミニウム合金に置き替わる可能性が示唆されている。

2.2 機械的性質

実用のアルミニウム合金で得られる最高強度は、理論強度に対して15%で、鉄の21%およびチタンの19%などに比べると小さく、まだまだ開発の余地が残されている金属といえる¹²⁾。

一般に、主成分元素の添加量増加に伴い高強度が得られるものの、靱性および耐応力腐食割れ性が著しく低下する¹³⁾。材料強度を向上させるためには、この大きな問題を解決する必要がある (1) 主成分の広範囲な状態図的検討 (2) Mn, Cr, Zr など遷移金属添加による組織安定化や耐応力腐食割れ性改善 (3) 材料特性を十分に引出す熱処理方法、などについて今まで多くの検討が行われ、これらの研究成果が現在の高力アルミニウム合金に反映されている^{4), 6)}。しかし、図4に示すように、現在の高力アルミニウム合金の強度に対する靱性および耐応力腐食割れ性のバランスを見ると、強度が高くなるにつれて破壊靱性および耐応力腐食割れ性の値が急激に低下している¹⁴⁾。したがって、破壊靱性および特に耐応力腐食割れ性の改善が現在もなお大きな課題であるといえる。しかし、後述するように材料組織の制御によって近年着実に成果が得られている。

図5 5083-0材のき裂発生源となる第2相粒子の割れ
(a)塑性歪量0.035 (b)塑性歪量0.086

2.3 靱性

従来、靱性の評価には切欠降伏比や亀裂伝播エネルギーなどが用いられたが、損傷許容設計思想の導入により現在は破壊靱性値 K_{IC} が採用されている。靱性は一般に材料の組織に支配され、晶出物や析出物粒子が大きいほど、またこれらの粒子の体積率が大きいほど靱性は劣る。これは図5に示すように、塑性変形に伴って発生した応力により第2相粒子が破壊し、あるいはその母相との界面に剝離が発生し、これを起点として亀裂が伝播するためである¹⁵⁾。

不純物元素のFe, Siは、鋳造時にAl, Cu, Mnなどとの不溶性化合物 $Al_{20}Cu_5(Mn, Fe)_3$, Mg_2Si , $Al_6(Fe, Mn, Cu)$ 、として2~10 μm の大きさで晶出する。これらの化合物は脆いため、上記のごとく亀裂の発生源となりやすい。主な強化元素であるCu, Mg, Znも、添加量比によって Al_2Cu , Al_2CuMg などの化合物を形成し靱性に影響を及ぼす。さらに、時効温度が高い場合や時効時間が長い場合には、析出物が粗大化し靱性が低下する。このため、Fe, Si量が少ない高純度地金の使用あるいはZn/Mg比とCu量規制によって、第2相粒子の発生を減少させる対策が取られている。このようにして開発された前者の合金に2124, 2224, 2324, 2048, 7175, 7475, および後者の合金に7049, 7050などがある¹⁶⁾。

結晶粒形状も靱性に大きく影響し、L-T (Longitudinal) に応力が負荷され Transverse に亀裂が進む) が最も優れ、次にT-Lで、第2相粒子が多く存在する粒界に沿って伝播するS-L (S: Short Transverse) が最も劣る。このように、同一成分でも組織により靱性値が変わるため適性な製造条件が選定されている。

2.4 耐応力腐食割れ性

図6 各種の加工熱処理法を適用した7075合金の機械的性質

応力腐食割れは、高強度の金属材料に発生し易い一種の脆性破壊であるが、高力アルミニウム合金も例外ではなく、2000系、7000系および一部の5000系合金などに発生する可能性がある¹⁷⁾。アルミニウム合金の応力腐食割れは結晶粒界で発生するため、結晶粒形状に大きく影響され、L, LT (Long Transverse) 方向に比べST方向に引張応力が負荷された場合に最も劣る。さらに化学成分や、析出状態などの材料側要因のほか、使用条件や雰囲気によっても大きく変化するため非常に複雑な挙動を示す。応力腐食割れ発生の機構については (1) 結晶粒界の析出物あるいはその近傍が、結晶粒内に比べて優先的に溶出する粒界溶解説¹⁸⁾ (2) 最近盛んに研究されている水素脆性説¹⁹⁾、が考えられている。また最近では応力腐食割れ下限応力拡大係数 K_{ISCC} を評価する手法が導入され、損傷許容設計に寄与している。

実用合金では、耐応力腐食割れ性改善の手段として、主成分の調整、Mn, Cr, Zrの添加による結晶粒形状コントロールおよび過時効処理などの材料側の調整に加え、ST方向に引張応力が掛からないように設計施工上の配慮が施されている。1960年に、耐応力腐食割れ性を著しく改善し高力アルミニウム合金の発展に寄与した7075-T73材が開発された⁶⁾。しかし、過時効処理を採用しているためT6材に比べ強度が約15%低い。

耐応力腐食割れ性改善に関する研究は、7075-T73材開発以後特に目立ったものがなかったが、最近7X50系合金のT6材を復元後再時効することによって、7150-T76並みの耐応力腐食割れ性と7150-T6の強度を併わせ持つ、RRA処理法 (Alcoa 826 process または7X50-T77) が報告されている²⁰⁾。

2.5 新しい技術

近年、靱性を向上させる製造方法として、加工熱処理法 (TMT: Thermo-Mechanical Treatment) が注目され

ている。この方法は靱性のみでなく強度や耐応力腐食割れ性をも改善する優れた方法であり、材料開発の手段として有望視されている²¹⁾。等軸微細再結晶粒組織、安定な転位組織および微細均一な析出物粒子などで組織をコントロールし、あらかじめ設計された組織を得る製造方法である。図6に7075合金の靱性が改善された例を示す¹⁴⁾。このほか、この考え方を利用したものに7475超塑性合金が挙げられる。この材料は、約10 μm の微細な再結晶組織であるため、450 $^{\circ}\text{C}$ 以上で粒界すべりを起こし500%もの伸びを示す²²⁾。すでに航空機用の一体成形部品に採用されており、他分野への拡大が期待されている。また、再結晶時の粗粒化を防止するため再結晶核の生成サイトとなる MgZn_2 の析出粒子の大きさと密度を製造方法によってコントロールした、B767機用7075テーパーストリンガー材も加工熱処理法適用の一例である²³⁾。

一方、製造技術の開発も活発であり、新しい材料特性を引き出す方法としてCAL (Continuous Annealing Line) と呼ばれる連続熱処理法が注目されている。材料が数10 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ で急速加熱されるため微細再結晶粒組織となり、優れた材料性能が得られる。薄肉の航空機用板材の一部はすでに冷却装置をつけた本方法で生産されている。最近検討されている電磁誘導加熱方式では、更に大きな20 $\sim$ 1000 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ の加熱速度が得られる²⁴⁾。この熱処理方法は基本的に押出材や鍛造材にも適用可能であり、材料性能の向上およびコスト低減などが期待できる。

2.6 溶接性

今まで述べた高力アルミニウム合金は、図7に示すように溶接割れが発生し易く、実用上の熔融溶接が難しい²⁵⁾。アルミニウム合金の溶接割れは鋳造割れと同じ高温での粒界割れであり、液相線と固相線の温度差が大き

い程発生し易いとされている。これは主成分量で決定されるため改良は容易ではない。したがって、高力アルミニウム合金の構造物は、重量軽減やコスト低減に不利なリベットやボルト構造にならざるを得ないのが現状である。リベット接合の継手効率は35%の例もあり、溶接継手の場合の60 $\sim$ 80%に比べると、溶接継手の優位性は明らかである¹⁴⁾。このため、ジュラルミン開発以来、高力アルミニウム合金を溶接構造材として利用する研究が行われてきた²⁶⁾。現在、2000系合金で実用化されているのは、航空宇宙分野の2219系合金のみである。本合金は、溶接割れ感受性を低くするためMgが除かれ、他の2000系合金に比べCuが多く添加されている。さらに溶接性向上および組織安定化のためMn, Zr, TiおよびVが添加されている。溶添加材も、専用に開発された共金系の2319合金が使用される。改良合金としてFe, Si量を規制し靱性を改善した2419合金、およびCd, Snを加え強度の向上を図った2021合金などがある。最近では、溶体化・焼入れのあと時効処理前に6%以上の冷間加工を行い強度を向上させた2519合金が開発されている²⁷⁾。しかし、この合金も母材および溶接部の強度が十分ではないため、気密性が必要なタンク部などに使用が限定されている。

一方7000系合金は、7075を代表としたAl-Zn-Mg-Cu系と、7N01などのAl-Zn-Mg系の2種に大別される。前者は、最も強度が高い合金系のため、後述するように開発当初から溶接構造材としての研究が行われたが、溶接割れ感受性が高く実用化は困難であった。しかし、優れた強度は捨てがたく、現在でも入熱が少ない電子ビーム溶接法などが検討されている²⁸⁾。後者の合金系はいわゆる三元合金と呼ばれ、強度は比較的低いものの溶接性が優れる。また、溶接部の強度が溶接熱によりい

ったん軟化したあと、室温時効にて母材強度近くまで自然に回復する優れた特徴を持つため、溶接構造材の中心として発展してきた。おもな合金に、米国で特殊車両の Armor plate として使用されている 7039²⁹⁾、欧州でリアンロケットのタンク材など主要部材に使用されている AZ5G (7020)³⁰⁾および日本の鉄道車両に多くの実績を持つ 7N01 などがある³¹⁾。

以上説明した高力アルミニウム合金が、材料の特徴により分類され、航空機に適用されている例を図 8 に示す³²⁾。

3. 溶接構造用アルミニウム合金

3.1 溶接構造用アルミニウム合金の開発経緯

前述のように、現在の溶接構造用アルミニウム合金は、化学成分が異なり強度も低いことから、一般にはい

わゆる高力アルミニウム合金として扱われない。しかし、近年、高力アルミニウム合金相当の強度をめざす研究が活発化しているため、この分野の合金開発経緯と現状を紹介したい。

溶接構造用アルミニウム合金の開発歴史は古く、表 1 に示すように、ジュラルミン開発以後広範囲に繰り広げられた高力アルミニウム合金開発活動の一環として取り組まれた。早くも 1942 年には、AlZnMg3 合金がドイツで開発されている。しかし、溶接構造用材料として本格的に実用化されたのは、イナートガスアーク溶接法の導入により、溶接技術が飛躍的な進歩を遂げた 1950 年代になってからであり、この時に 2219 や AlZnMg1 など多くの合金が開発されている^{4),33)}。欧米では、戦後、航空機を目的とした非溶接構造用の Al-Cu 系や Al-Zn-Mg-Cu 系合金の開発が国策として進められた。しかし、日

表 1 溶接構造用高力アルミニウム合金の開発経緯

○国内動向 ・海外動向

年代	合 金 開 発	関 連 技 術 の 開 発
1900	・ Wilm 時効硬化現象発見 ('6) ・ 2017 合金 (ジュラルミン) 開発 ('17) —— 第 1 次世界大戦 ('14~'19) —— ・ 2024 合金 (超ジュラルミン) 開発 ('39)	・ 飛行船 ・ ジュラルミン製航空機 J-1 開発 ('15)
1940	・ 溶接構造用合金 Al-Zn-Mg3 開発 ('42) —— 第 2 次世界大戦 ('39~'45) —— ・ 7075 合金 (超々ジュラルミン) 開発 ('43)	・ コメット機発飛行 ・ イナートガスアーク溶接法導入
1950	・ 2219, 6061, 5083 合金登録 ('54) ・ 溶接構造用合金 Al-Zn-Mg 1 開発 ('55)	○鉄道車両に初めて Al(5083)採用 ('55)
1960	○Al-Zn-Mg 系合金: Z5A, K70, AZ43 開発 ('62) ・ 7039, 7005 合金登録 ('62)	○YS-11 開発 ('60) ○7N01 合金鉄道車両に採用 ('64) ・ SST コンコルド, B747 機開発
1970	○7N01 合金 JIS 制定 ('70) ○7003 合金開発・国際合金に登録 ('70) ○7003 合金 JIS 制定 ('78)	○7N01 合金リアモーターカー試作車に採用 ('77) ・ B767 共同開発 ('78)
1980	・ 6013 合金開発 ('87) ○BA-40P 合金規格制定 ('88) ・ Weldalite (溶接構造用 Al-Li 合金), 開発 ('89)	○7N01 合金東北・上越新幹線車両に採用 ('82) ○7N01 合金リアモーターカー試作車に採用 ('86) ○FSX 日米共同開発
1990		○アルミ車両累計 5000 両 ('90) ○リアモーターカー新実験線着工 ('90) ○B777 共同開発プロジェクト ('90) ○H-II ロケット自主技術開発 ○宇宙ステーション計画 (JEM)

安全設計

フェールセーフ設計

損傷許容設計

	薄板材	厚板材	鍛造材	押出材
高強度材	7075-T6	7075-T 651 7150-T 651 7475-T 651 7150-T 7751	7075-T 6 7175-T 66 (7150-T 77 XX) 7050-T 76/T 7652 7175-T 74/T 7452 7149-T 74/T 7452	7075-T 6511 7175-T 6511 7150-T 6511 7050-T 76511
中強度材	7075-T 75 7075-T 73 2214-T 6 2014-T 6	7010-T 7651 2214-T 651 2014-T 651 7075-T 7651 7075-T 7351 7050-T 7651 2124-T 851 2219-T 852	7075-T 73/T 7352 7050-T 74/T 7452 2014-T 6/T 652 2024-T 6/T 852 2219-T 6/T 87 7049-T 73/T 7352 7010-T 74/T 7452	7050-T 3511 2224-T 3511 2219-T 8511 2024-T 8511 2014-T 6511 7075-T 73511
高耐食性材				
高靱性材	2024-T 3	2324-T 39 2124-T 351 2024-T 351		2024-T 3511 2014-T 4511
溶接可能材		2219	2219-T 6/T 87 2519-T 6	2219
低温用材		2519	2419-T 6/T 87	2519
超塑性材	7475			

図8 航空機に使用される高力アルミニウム合金の分類

図9 代表的な Al-Zn-Mg 系合金の主成分と主な製品形態

本では開発の主流は航空機用ではなく、当時軽量化のためアルミ化が始まった鉄道車両用の溶接構造材、Al-Zn-Mg 系合金であった。開発は1960年頃より活発になり、1962年に現在の 7N01 合金の母体となる合金が相次いで発表され、その後1970年に 7N01 の JIS 制定、1975年に 7003 の国際合金登録および1978年に 7003 の JIS 制定と急速度で開発が進んだ³²⁾。現在、新幹線を含めオールアルミ車両が累計5000両にも達する実績を有し、世界的に特徴のある技術分野を形成し現在に至っている。図9に現用 Al-Zn-Mg 系合金の主成分を示す¹⁴⁾。

3.2 溶接構造用アルミニウム合金の問題点と現状

Al-Zn-Mg 系合金の主成分である Mg, Zn 量を増す

図10 Al-Zn-Mg 系合金の Zn, Mg 量と耐応力腐食割れ性の関係

と、現有合金より高い強度は得られるものの、図10に示すように耐応力腐食割れ性が著しく低下し、また溶接割れ感受性が高くなるなど重要な性能が劣化する¹⁴⁾。実用合金の主成分をみると、Zn 量は3~7%、Mg 量は1~3%の範囲で、Zn に比べ Mg が溶接性に及ぼす影響が大きく、厳しく管理されている。さらに、Zr, Ti, B などの結晶粒微細化剤を添加して溶接性の改善が図られている。

溶接部においては、溶接熱履歴によって溶接部の強度が低下し、さらに耐応力腐食割れ性が劣化する。また、現用の溶接材は、Al-Mg 系の5356、5183合金あるいは Al-Si 系の4343合金などで強度が低い。したがって、溶接部の特性を改善するには、母材の開発に加え、高強度溶接材の開発および溶接入熱が極力少ない溶接法など多方面からの検討が必要となる。

しかし、最近これらの問題を克服し、高力アルミニウム合金と同等以上の強度を持つ溶接構造用合金や高強度溶接材が開発され、また構造物の信頼性確保に必要な溶接部の検査法についても検討が加えられるなど、新しい局面が開かれつつある^{14), 34), 35)}。これらの新しい動きを次に紹介する。

従来、特殊車両には引張強さが392 N/mm² 以上の、Al-Zn-Mg 系溶接構造材 BA-40P が使用されていたが、車両の高性能化のため高強度化が唱えられた。長年の研究開発の結果、引張強さが490 N/mm² 以上の新合金が開発され、'88年に NDS 規格 BA-50P 合金として制定された³⁶⁾。

また、筆者らは Cu および Ag などの微量添加元素と製造条件を組み合わせる耐応力腐食割れ性を改善し、2024や7075合金と同等以上の強度を持つ溶接構造用合金 KS7055 を開発した。本合金を用いて、航空機機体を溶

図11 KS7055合金の耐応力腐食割れ性

接構造化する場合の基礎調査を行い、溶接接合はリベット接合に比べ軽量化が可能で、継手効率および気密性に優れ、組立コストが安いことを確認し、溶接構造化の可能性を指摘した。本合金の耐応力腐食割れ性を図11に示す³⁷⁾。

米国では、2024合金に比べ成形性および耐食性が優れた6013合金が開発され、海軍のP-7A機への適用が検討されている。本合金は、0.8%のCuを含んだAl-Mg-Si系合金で、溶体化・焼入れののち時効処理の前に冷間加工を行うことで高強度を得るものである。母材強度は2024に匹敵する値を有し、溶接部の強度も高い³⁸⁾。

これらの溶接構造用合金の機械的性質をまとめて表2に示す。

Al-Li系合金においても、溶接構造材としての適用が検討されており、1989年にWeldalite™ 049-T8合金が発表され注目を浴びている。本合金は従来のAl-Li系合金に比べCuを4.5～6.3%と多く含み、Agが0.4%添加されている。図12に示すように、母材の強度は従来の

(a) 母材の耐力

(b) 溶接継手の引張強さ

図12 Al-Li系合金 Weldalite™ 049-T8の機械的性質

2219合金の約2倍で、溶接部の強度は約30%高い^{39), 40)}。2219系合金の代替としてロケットへの適用が検討されている。

4. おわりに

新素材の開発状況については数多くの報告があるので参考文献を参照頂きたい。本稿は少し異なった観点か

表2 各種の溶接構造用合金の母材および溶接継手の代表的機械的性質

特 性 合 金	母 材			溶 接 継 手 ¹⁾		
	引張強さ σ_B N/mm ²	耐 力 $\sigma_{0.2}$ N/mm ²	伸び $\delta\%$	引張強さ σ_B N/mm ²	耐 力 $\sigma_{0.2}$ N/mm ²	伸び $\delta\%$
KS7055-T6	509	461	14	361	270	6
6013-T6	359	317	8	269	207	4
7039-T6	461	402	11	324	196	8
2219-T87	463	383	10	285	208	3
7N01-T6	363	316	14	324	208	8
2024-T4	473	336	14	(実用上の熔融溶接が出来ない)		
7075-T6	551	482	12	(実用上の熔融溶接が出来ない)		

1) 溶加材：2219合金は2319、他の合金は5356

ら、溶接構造用合金を含めて高力アルミニウム合金をとらえてみた。

いままで、高力アルミニウム合金の開発活動は、国策として取り組んできた欧米諸国がその中心であった。しかし、近年は B767 型機およびその成功に続く B777 型機の共同開発プロジェクトにみられるように、日本の航空機関連の技術力が国際的に認められつつある。一方、国内では自主技術による H-II 型ロケットの開発やリアモーターカーの実用化など、世界最先端技術の大型プロジェクトが動き出している。日本が主体的に高力アルミニウム合金の開発を進めるべき、新たな時代を迎えているといえよう。

溶接構造用合金が従来の高力アルミニウム合金に代わることに多くの困難な点があるのは承知しているが、溶接接合が軽量構造物の理想的な接合法である限り追求されるべきテーマであり、またこの解決がなければアルミニウム構造材の大きな発展は望めないと考えるため、あえて強調させていただいた。

参 考 文 献

- 1) 五代富文：航空・宇宙技術の動向と将来展望，日本鉄鋼協会，**6** (1988)，35.
- 2) 中島 洋，小田和裕：軽金属，**40** (1990)，229.
- 3) I. F. Sakata: SAE Technical Paper, 821345.
- 4) E. H. Dix, Jr.: 1949 Edward deMille Campbell Memorial Lecture, Transaction of the A. S. M., **42** (1949)，1057.
- 5) 竹内和之：航空機と設計技術，大河出版 (1981)，218.
- 6) Markus O. Speidel: Met. Trans., **6A** (1975)，631.
- 7) H. Y. Hunsicker: Rosenhaim Center Conf. Contrib. Phys. Metallurgical Engineering Practice, (1976)，359.
- 8) Aluminum Association: Aluminum Standards and data, (1986).
- 9) 例えば，軽金属，Al-Li 合金特集号，No. 11, Vol. 36 (1986).
- 10) 例えば，アルミニウム粉末冶金技術研究組合：アルミニウム粉末冶金のすべ，アルミニウム粉末冶金技術研究組合 (1989).
- 11) 例えば，軽金属，軽金属複合材料特集号，No. 10, Vol. 38 (1988).
- 12) P. M. Kelly: J. Australian Inst. Metals, **16** (1971)，104.
- 13) J. A. Nock, Jr. and H. Y. Hunsicker: Metals, March (1963)，216.
- 14) 三菱重工，神戸製鋼所：航空機金属構造の新溶接組立技術開発に関する研究調査成果報告書，No. 6104 (1987)，No. 6202 (1988)，日本航空宇宙工業会，革新航空技術開発センター.
- 15) 佐治重典，仙田 繁，堀 茂徳：軽金属，**37** (1987)，291.
- 16) R. H. Van Stone, R. H. Merchant and J. R. Low, Jr.: Fatigue and Fracture Toughness CRYOGENIC BEHAVIOR, STP 556, ASTM, C. F. Hickey, & R. G. Broadwell (1973)，93.
- 17) R. H. Brown, D. O. Sorowl, and M. B. Sbumaker: STRESS CORROSION OF METALS, ASTM, ATP518, H. Lee Craig, Jr, (1971)，87.
- 18) 村上陽太郎：防食技術，**26** (1977)，245.
- 19) 大西忠一：軽金属，**39** (1989)，235.
- 20) N. C. Danh, K. Rajan and W. Wallace: Met. Trans., **14A** (1983)，1843.
- 21) 例えば，M. V. Hyatt: Alluminio, **46** (1977)，81.
- 22) 江藤武比古：R&D 神戸製鋼所技報，Vol. 36, No. 3, (1986)，93.
- 23) 平野正和，日野光雄：軽金属学会予講集，68回 (1985)，35.
- 24) 奥 勇，猪熊正臣，栗井 清：軽金属，**40** (1990)，633.
- 25) J. H. Dudas, and F. R. Collins: Welding Research Supplement, June (1966)，241.
- 26) F. R. Collins: Welding Research Supplement (1962)，337.
- 27) U. S. Patent, No 4610733, (1986).
- 28) Yoshiaki Arata, Makoto Ohsumi and Yasuhiko Hayakawa: Transaction of JWRI., **5** (1976)，19.
- 29) F. J. Reker, Koblenz: ALUMINIUM, **53** (1977)，421.
- 30) 軽金属協会：軽協資料，No 5531 (1981).
- 31) 最勝寺俊昌：アルミニウム合金製電車2000両達成記念講演，アルミニウム，No 627 (1982)，8.
- 32) P. R. Bridenbaugh: ALUMINIUM, 65 Jahrgang (1989)，771.
- 33) 軽金属圧延業界軽金属圧延技術委員会：車両と軽金属，**3** (1965).
- 34) I. Tsukuda, S. Jogan, K. Tsukamoyo, M. Hasegawa, K. Nakata, F. Matauda: Proc. the 4th Inter. Conf. on Aluminium Weldments, April (1988)，2-1.
- 35) 松本二郎，堀田元司，小菅張弓：軽金属溶接，**27** (1989)，5.
- 36) 防衛庁規格：NDS H4001B (1988).
- 37) 平野正和，日野光雄：R&D 神戸製鋼技術報，Vol. 38 No. 4 (1988)，11.
- 38) ALLOY DIGEST, ALCOA 6013 ALLOY, Sep. (1987).
- 39) A. Cho, R. F. Ashton, G. W. Steele, J. L. Kirby: 5th Inter. Al-Li Conf. (1989)，1337.
- 40) W. T. Tack and L. W. Loechel: 5th Inter. Al-Li Conf. (1989) 1457.