



高強度アルミニウム合金の実用化における課題と取組み*

戸次 洋一郎**

Challenges and Efforts in the Practical Application of High-Strength Aluminum Alloys*

Yoichiro Bekki**

1. はじめに

高強度アルミニウム合金とは、一般的には時効硬化を利用した熱処理型合金であり、主にCuを添加した2000系合金とZnとMgを添加した7000系合金がある。これらの合金開発に当たっては、当初から強度増大が主な目標となっており、そのために多くの研究開発がなされて来た。一方、実用性の観点からは強度以外の特性も重要である。高強度アルミニウム合金は比強度が大きいので、航空機などの輸送機器に使用されることが多く、安全や部品精度にかかわる特性が特に重要となる。本報告では高強度アルミニウム合金を実用化するにあたっての重要な課題と、それに対する取組みについて述べる。さらに現在注目されている新しい高強度アルミニウム合金の現状についても触れる。

2. 高強度アルミニウム合金の開発経緯

高強度アルミニウム合金の開発は1906年にWilm (ドイツ) によるジュラルミン“Duralumin”の発明に始まる。ジュラルミンはAl-Cu-Mg系の合金で、時効硬化を使用した最初の熱処理型アルミニウム合金である。Fig. 1¹⁾にその時の室温時効挙動を示す。その後、同じAl-Cu-Mg系合金の改良として超ジュラルミンが開発され、さらにAl-Zn-Mg-Cu系合金である超々ジュラルミンが開発された。超々ジュラルミンは、7075合金に相当する日本で開発された合金で、海軍の零式艦上戦闘機に初めて使用された。Fig. 2²⁾に超々ジュラルミンが使用された部位を示す。超々ジュラルミンの開発にあ

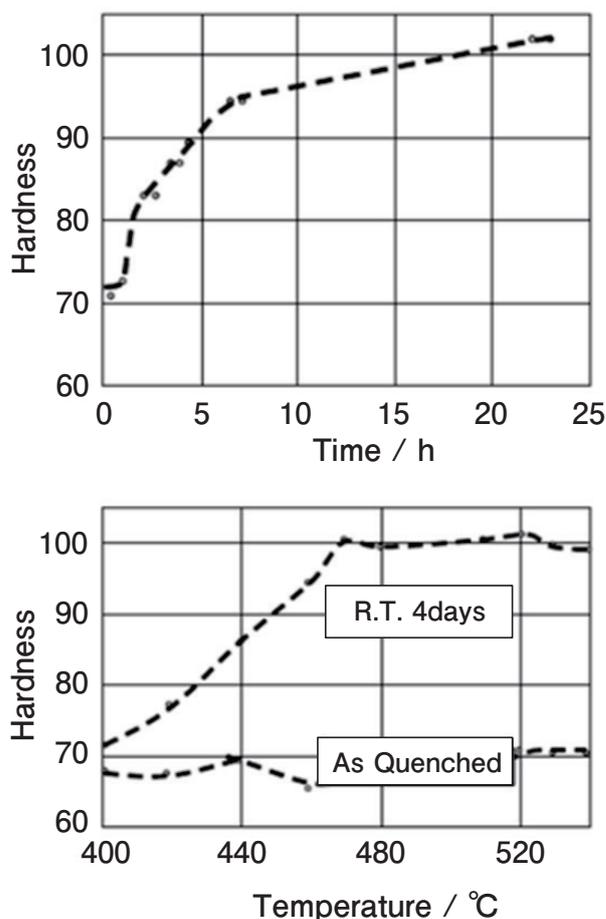


Fig. 1 Natural aging behavior of Al-3.5%Cu-0.5%Mg.

たっては応力腐食割れ (SCC) が課題となり、Mn, Crの添加によって対応している³⁾。このように当時から強度以外の課題も注目されており、戦後、コメット機の胴体疲労破壊による空中分解事故 (Fig. 3⁴⁾)、F-111戦闘機の主翼ピボット破壊による墜落事故 (Fig. 4⁵⁾) 等

* 本稿は、Aluminium, 31-119 (2024), 11-21 から転載。

This paper has been published in Aluminium, 31-119 (2024), 1-5.

** (株) UACJ マーケティング技術本部 R&Dセンター 基盤研究部

Fundamental Research Department, Research & Development Center, Marketing & Technology Division, UACJ Corporation.

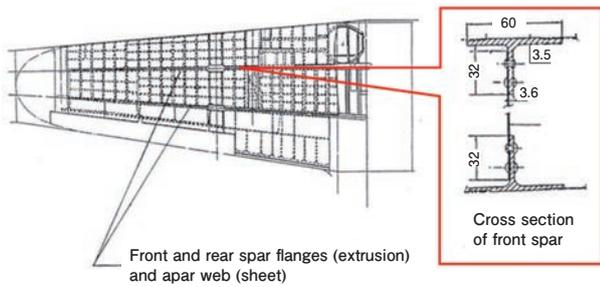


Fig. 2 Application of extra super duralumin to the Zero fighter.

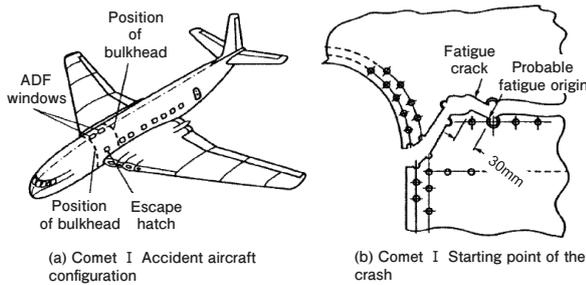


Fig. 3 The Comet accident that led to the development of fail-safe designs.

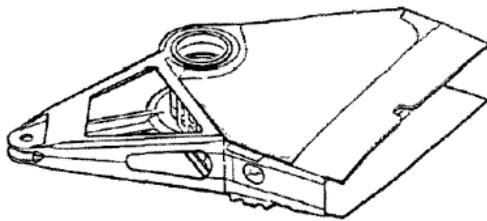


Fig. 4 The wing pivot of the F-111 fighter inspired damage tolerance design.

の不幸な航空機事故を契機に、フェールセーフ設計、損傷許容設計などの設計思想の変遷があった。これらの設計思想は、たとえ局所的な材料の損傷があっても、構造材としての致命的な破壊に至らないようにするものである。この設計思想の変遷にともない、材料に求められる特性として静的強度に加えて破壊靱性、疲労亀裂伝播特性、応力腐食割れ性が重視されるようになった。また、部材の大型化が進むと加工時の変形が問題となり、その原因となる残留応力の低減が求められるようになった。以下に、これらの特性に関する説明と対応について述べる。

2.1 破壊靱性

損傷許容設計とは、あらかじめ初期き裂があるとし、この初期き裂が運用中の荷重によって徐々に成長し、破壊が生じる臨界き裂長さに到達するまでに機体の整備点検により発見して修理することを前提としたものである。したがってき裂によって一気に破壊が進まな

いことが重要である⁴⁾。この指標が破壊靱性であり、最もよく使われる指標は平面ひずみ状態でのき裂の不安定進展の限界値を示す K_{Ic} である。破壊靱性は脆さの指標であり、一般的には高強度の材料ほど脆くなり、破壊靱性が低下する。従って高強度化には破壊靱性の低下のリスクが伴い、高強度アルミニウム合金開発においては、強度と破壊靱性の両立が常に課題となってきた。Fig. 5⁶⁾に航空機用アルミニウム合金の高強度・高靱性化の流れを示す。破壊の原因となるき裂の発生、伝播にはマトリクス中にある粗大な金属間化合物が影響を及ぼす⁷⁾。

Fig. 6⁷⁾に、き裂の先端近傍のFe系金属間化合物に生じた割れを示す。このように粗大な金属間化合物はき裂の発生、伝播の原因となっている。Fig. 7⁸⁾に高強度アルミニウム合金の破壊靱性に及ぼすFe、Si量の影

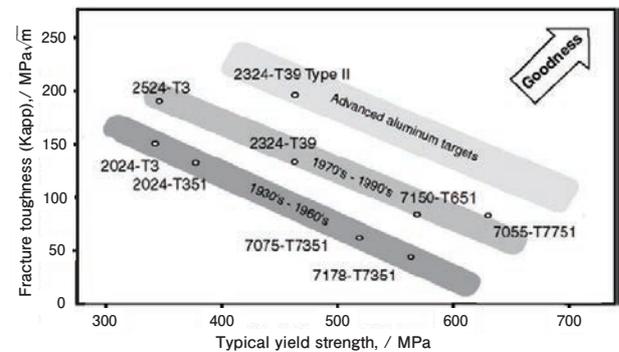


Fig. 5 Trends in improving the strength and toughness of aluminum materials for aircraft.

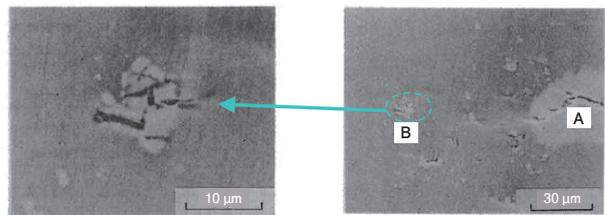


Fig. 6 Cracking of Fe-based intermetallic compounds near the crack tip.

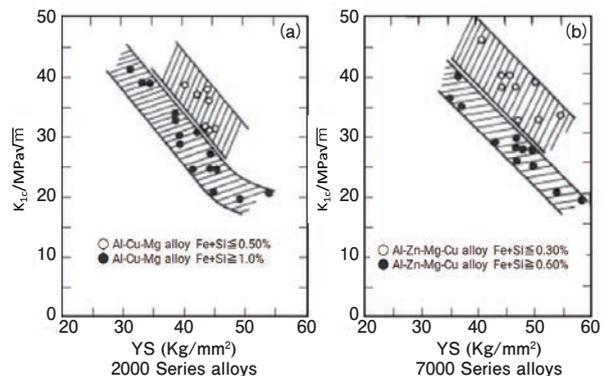


Fig. 7 Effect of Fe and Si contents on fracture toughness of high-strength aluminum alloys.

響を示すが、不純物であるFe, Siが少ない方が破壊靱性は向上している。2024合金や7075合金に対して不純物元素を低減した2124合金, 2524合金や7175合金, 7475合金が破壊靱性向上を目的に開発された⁸⁾。また、結晶組織も破壊靱性に影響を与え、結晶粒微細化、さらにはファイバー化が破壊靱性向上に有効で、Cr, Zrなどを使った再結晶粒制御も行われている⁸⁾。

2.2 疲労き裂伝播性

損傷許容設計では定期的な点検の間にき裂がクリティカルな長さに達しないことが重要である。そこで疲労き裂伝播速度を小さくすることが必要となる。前述のように、粗大な金属間化合物はき裂の伝播の経路となるため、疲労き裂伝播性を悪化させる。従ってFe, Si等の不純物の低減は、疲労き裂伝播性改善にも有効である。Fig. 8⁹⁾に7075合金と不純物を低減した7475合金の組織を、Fig. 9¹⁰⁾に両者の疲労き裂伝播速度を示す。粗大な金属間化合物が少ない7475合金は7075合金と比較して、 ΔK が大きい場合のき裂伝播速度が小さい。また、いずれの合金も過時効(T7351)のほうがピーク時効(T651)よりき裂伝播速度が小さく、熱処理条件によっても改善が望める。

2000系合金と7000系合金を比較するとFig. 10¹¹⁾に示すように、一般的に2000系合金の方が、疲労き裂伝播速度が小さいとされている¹²⁾。そのため、主翼下面のように繰返し引張応力がかかる部位は2000系合金を使用する機会が多い¹²⁾。両者の違いの原因について議論がなされてきたが、近年、水素脆化との関連が指摘されている¹³⁾。以前より、7000系合金は著しい水素脆性を示すことが知られており、湿潤大気雰囲気での低ひずみ速度引張試験(Slow Strain Rate Technique: SSRT)で著しい伸びの低下を示す¹²⁾。Fig. 11¹³⁾に7075対応合金である7X合金と2024対応合金である2X合金のSSRTの結果を示す。2X合金は湿潤大気中でも乾燥窒素中と比べて伸びの低下が認められないのに対し、

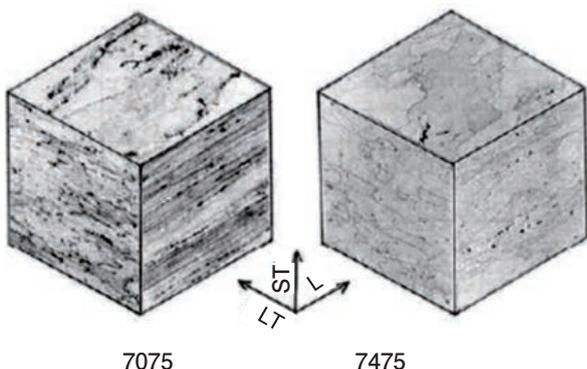


Fig. 8 Microstructure of 7075 and 7475 alloys.

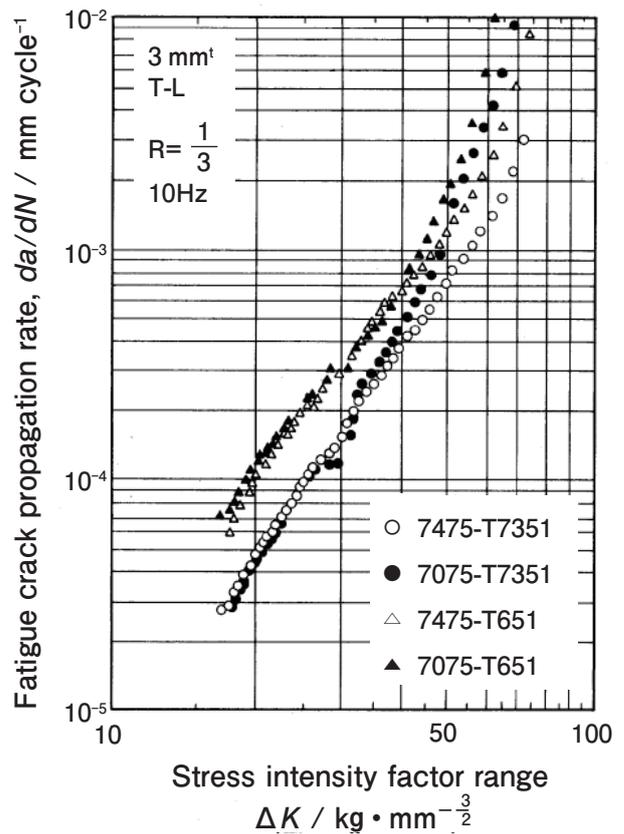


Fig. 9 Fatigue crack propagation rate of 7075 alloy and 7475 alloy.

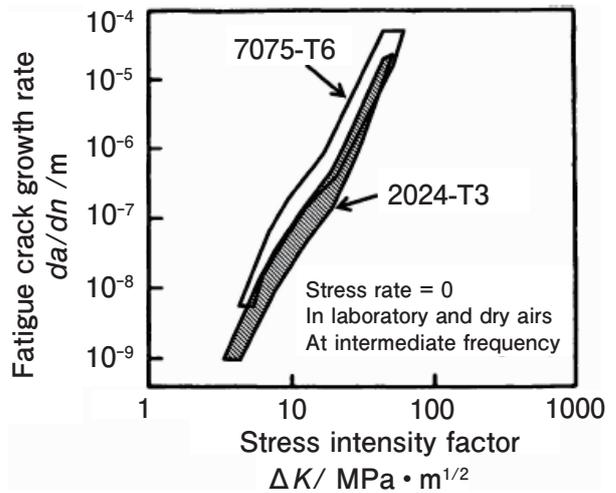


Fig. 10 Fatigue crack propagation rates of 7075 alloy and 2024 alloy.

7X合金は湿潤大気では大きく伸びが減少しており、水素脆化感受性が高い。同様に7X合金と2X合金の疲労亀裂伝播速度を湿潤大気中および乾燥窒素中で測定した結果をFig. 12¹³⁾に示す。7X合金は乾燥窒素中では ΔK の大きい領域で2X合金より疲労き裂伝播速度が小さいが、湿潤大気中では速度が大きくなり、特に ΔK が小さい領域で顕著となった。以上より、疲労き裂伝播速度においても水素脆化の影響が強いことが分か

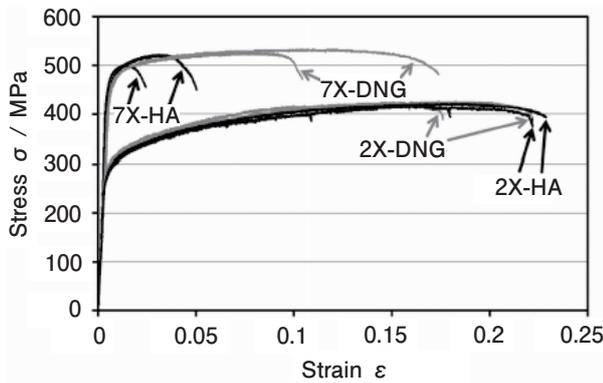


Fig. 11 SSRT test results for 7075-type alloy (7X) and 2024-type alloy (2X). HA: High humidity atmosphere DNG: Dry nitrogen

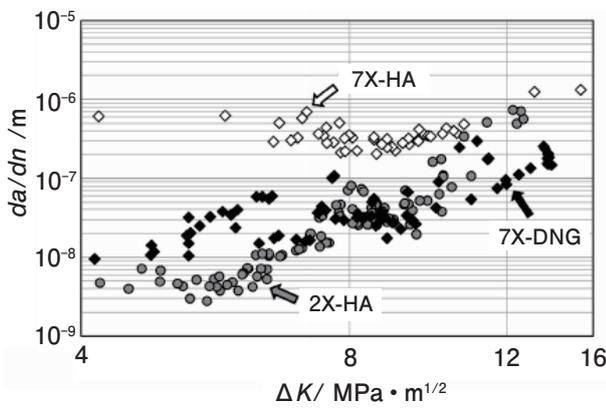
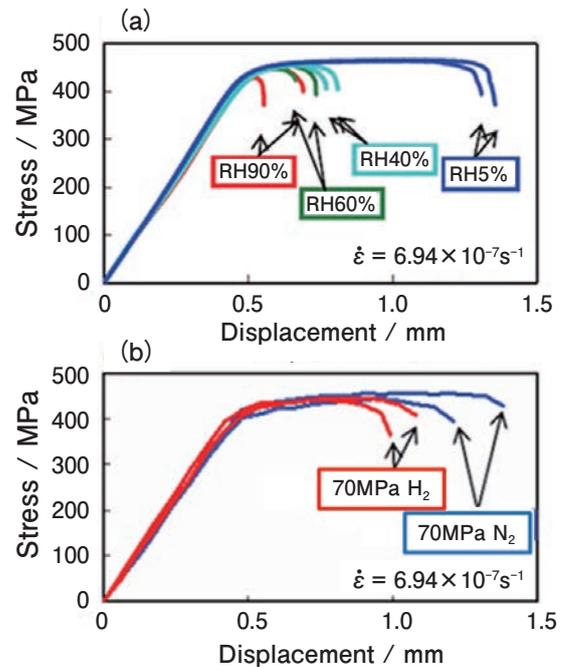


Fig. 12 Fatigue crack propagation rates of 7075-type alloy (7X) and 2024-type alloy (2X). HA: High humidity air DNG: Dry nitrogen

る。なお ΔK が小さい領域は、試験時間が長いことから、より水素脆化の影響が強くなったものと推測される。この試験では湿潤大気（相対湿度90%）を用いたが、Fig. 13¹⁴⁾ に示すように、7000系合金は相対湿度40%と、冬場の乾燥した大気程度であってもSSRTで大きく伸びが減少している。このことから大気中で実施する疲労試験においても疲労き裂伝播速度が増加すると考えられる。これが2000系合金と7000系合金の疲労き裂伝播特性の差になっている可能性がある。

2.3 応力腐食割れ性

応力腐食割れ (SCC) は、粒界割れが腐食環境下で短時間に進展する現象であり、高強度アルミニウム合金の大きな課題となっている。SCCの原因としては大別して①粒界腐食と②水素脆化が挙げられており、材料の種類によっても異なると考えられている¹⁵⁾ 水素脆性はSSRTによって評価することができ、前述のように7000系合金は著しい水素脆性を示すのに対し、2000系合金では湿潤大気雰囲気中でも延性が低下せず、水素



(a) Air at various humidities (b) 70MPa high-pressure gas

Fig. 13 SSRT characteristics of 7075-T6 in various environments.

脆性を示さない。一方、粒界腐食に関しては粒界の腐食電位の影響が大きい。Fig. 14¹⁶⁾ にアルミニウムの腐食電位におよぼす添加元素の影響を示す。2000系合金の主要添加元素であるCuは固溶量が増えると貴になり、7000系合金の主要添加元素であるZnは卑となる。

2000系合金では、製造工程中に粒界に優先的にCuを含む金属間化合物が析出し、その結果、粒界に沿ってCuが欠乏した溶質元素欠乏層 (SDZ) が生成する。このSDZは周囲より電位が卑となるため、優先的に腐食し、顕著な粒界腐食が生じる。Fig. 15¹⁷⁾ にAl-1.7%Cu合金を443 Kで人工時効した際の粒界近傍のCu濃度分布の変化を示す。時効時間が長くなるにつれてSDZが広がっ

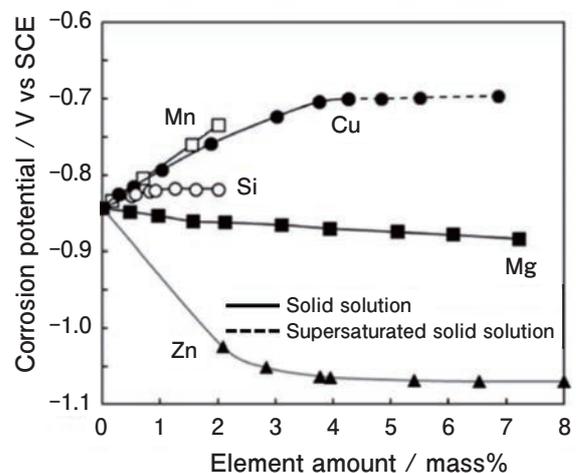


Fig. 14 Effect of added elements on the corrosion potential of aluminum.

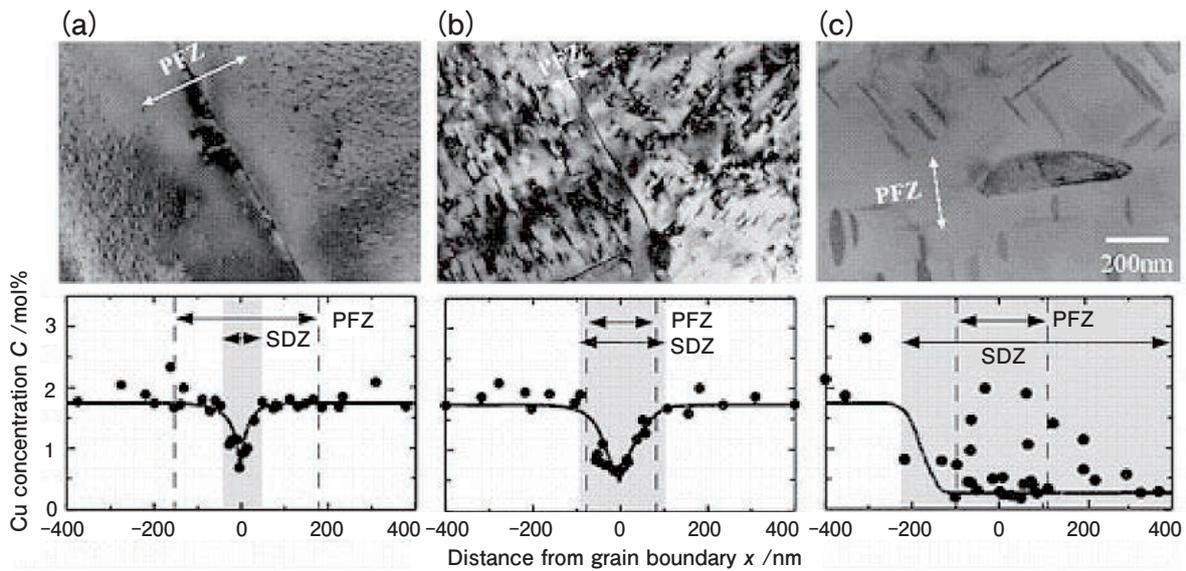


Fig. 15 Changes in PFZ and SDZ near grain boundaries with artificial aging time in the 2017 alloy aged at 433 K for 7.2 ks (under-aged) (a), 90 ks (peak-aged) (b) and 1728 ks (over-aged) (c).

ていき、粒界腐食感受性が增大することが分かる。Fig. 16¹⁸⁾に2017合金に生じた粒界腐食の例を示す。時効時間が長くなるにつれて粒界腐食が生じ、4時間でピークとなった後、減少している。長時間の時効で粒界腐食が減少するのは、マトリクスでの析出が進み、SDZとの電位差が減少したためである。Fig. 17¹⁸⁾に同じ材料のSCC試験結果を示すが、時効時間4時間で感受性がピークとなり、粒界腐食と同様な挙動を示す。2000系合金は前述の通り水素脆性を示さないことと合わせると、SCCは粒界腐食が原因と考えられる。Fig. 18¹⁹⁾に2024合金の時効時間と強度およびSCC感受性の関係を

示す。SCC感受性は時効時間2～4時間でピークとなるが、その後は感受性が低下する。強度はSCC感受性が低下する10時間以上でも過時効とならず、高い強度を保っている。このように2000系合金では適切な時効処理によって、強度と耐SCC性の両立が可能である。

ZnもCuと同様に、製造工程中に粒界に優先的にη相として析出する。その結果、粒界に沿ってZnが欠乏するSDZが生成する。このSDZは、2000系合金とは逆に、周囲より電位が貴となるため優先的な腐食は生じない。Fig. 19²⁰⁾にAl-4.2%Zn-1.4%Mg合金の腐食挙動を示すが、定電流電解では粒界近傍に生じたSDZの腐食が周囲のマトリクスより遅く、粒界に沿って未溶解部として残存する。また電位を調整しη相を優先腐食させると、粒界および粒内で断続的に軽度な腐食が起

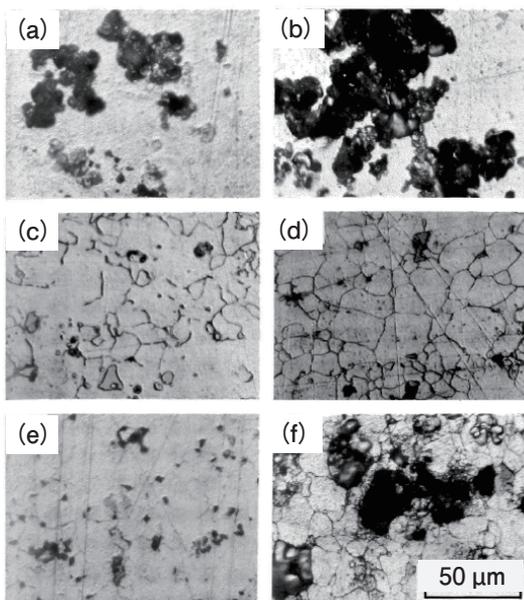


Fig. 16 Changes in intergranular corrosion behavior of 2017 alloy with aging at 180°C . (a) 0 h, (b) 0.3 h, (c) 1 h, (d) 4 h, (e) 10 h, (f) 30 h

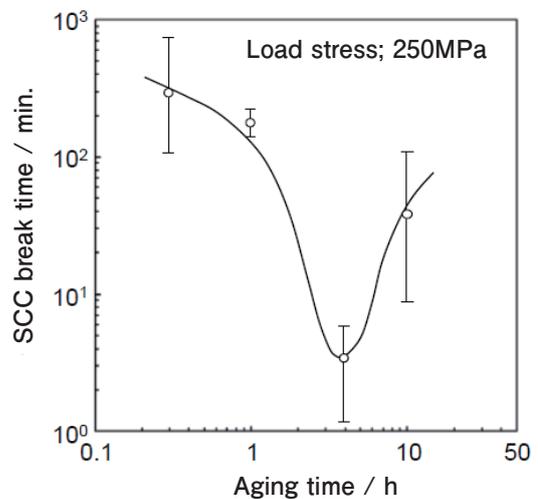


Fig. 17 Effect of aging time at 180°C on SCC break time of 2017 alloy. (1M NaCl + 0.3mass%H₂O₂, 30°C)

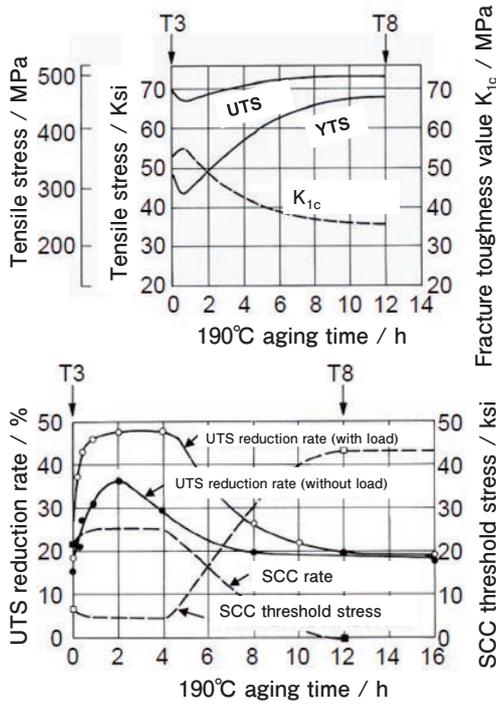


Fig. 18 Effect of aging time on strength and SCC susceptibility of 2024 alloy.

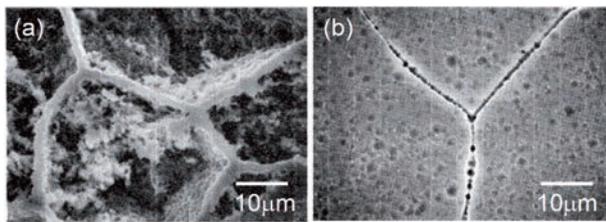


Fig. 19 Corrosion behavior of Al-4.2%Zn-1.4%Mg alloy in 1/3M AlCl₃ solution. (a) Constant current (40°C, 1 h, 1 mA/cm²), (b) constant potential (40°C, 20 h, 1050 mV vs. SCE)

こるが、連続した粒界腐食は生じない。このように7000系合金では粒界腐食は生じ難いことに加えて著しい水素脆性を示すことから、SCCの主因は水素脆性であると考えられる。このことを明確に示した実験結果をFig. 20²¹⁾に示す。本実験では、7075-T6材の両ノッチ付き曲げ試験片の引張応力側の片面に絶縁シールを貼り、腐食環境下でSCC試験を実施した。その結果、圧縮応力側である腐食環境面では割れが発生せず、腐食環境下でない引張応力側のみ割れが発生した。従って、7000系合金のSCCは、腐食が直接の原因ではなく、腐食によって生成した水素による脆化が原因であることが証明できた。7000系のSCCは、このように粒界の水素脆化が原因であるため、粒界上の水素濃度を低減することが対策となる。Fig. 21²²⁾に粒界上の析出物サイズとSCC感受性の関係を示すが、析出物サイズが大きいほどSCC破断寿命が増している。これは粒界上の析出物界面が水素をトラップするためとされて

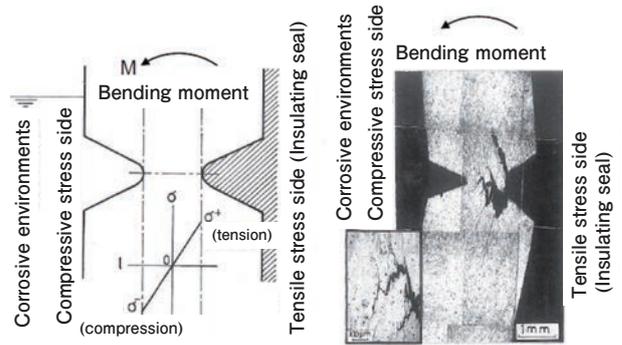


Fig. 20 Stress distribution in a double-notched bend test specimen and Stress corrosion crack propagation when only the compressive stress side is exposed to a corrosive environment of 7075-T6. (Immersed in 3.5% NaCl for approximately 30 days; applied stress is approximately equivalent to the yield strength.)

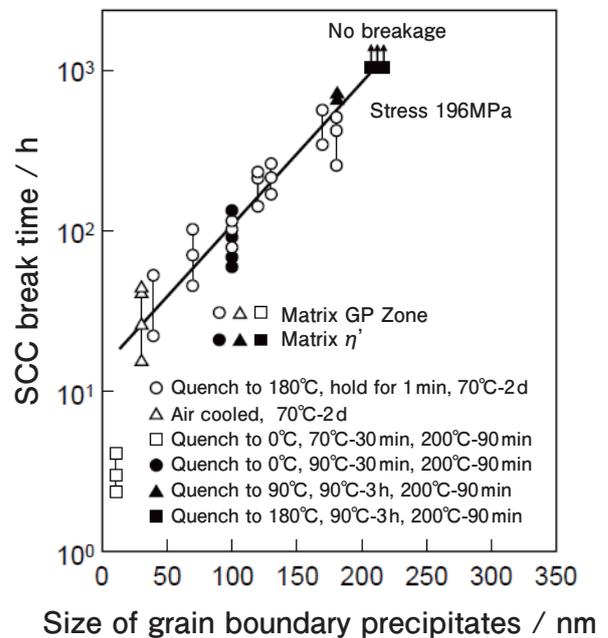
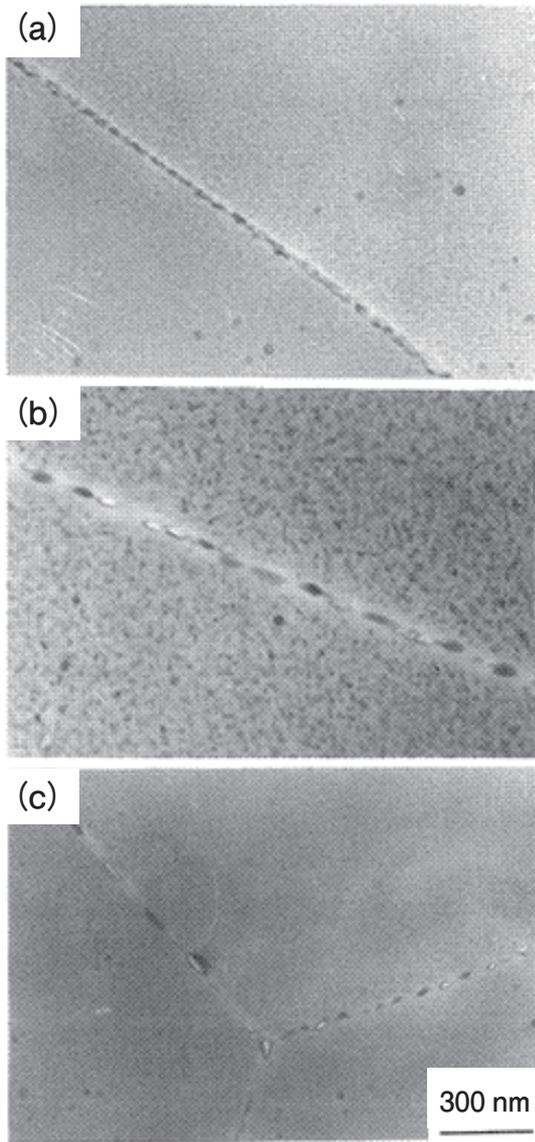


Fig. 21 Relationship between grain boundary precipitate size and SCC break time. (Al-4.3%Zn-1.7%Mg alloy solution-treated at 450°C, followed by various heat treatments)

いる。このように粒界析出物が大きくなる過時効処理が耐SCC性改善に有効で、実際に耐SCC性向上のためにT73等の過時効調質が使用されている。

上記のような過時効処理を行うと強度が低下するため、強度と耐SCC性両立のための熱処理法が開発された。これは復元再時効 (Retrosgression & Re Aging: RRA) と呼ばれており、時効処理したT6材のマトリクス中の析出物を溶解しつつ、粒界析出物を成長させる高温短時間の復元処理を行った後、再度時効処理を行う手法である。Fig. 22²³⁾に7050合金のピーク時効材(T6)と過時効材(T73)およびRRA処理材の析出状態



(a) T6, (b) T73, (c) RRA-D

Fig. 22 Heat treatment conditions and precipitation state of 7050 alloy.

を観察したTEM写真を示す。過時効のT73では粒界析出物とともにマトリクス中の析出物も粗大化しており、強度の低下を示している。一方、RRA処理では粒界上の析出物は粗大化しているのに対して、マトリクス中の析出物は微細化されており、強度と耐SCC性の両立が示唆されている。RRA処理は航空機用の7050-T77材等で実用化されている。

2.4 残留応力

残留応力は加工や熱処理時の不均一な塑性変形によって生じるが、残留応力が大きいと切削加工時の変形を引き起こし、さらに引張応力がある場合はSCCの原因となる。高強度アルミニウム合金の場合、残留応力が発生する主因は溶体化後の焼入れ時に生じる熱ひ

ずみである。熱ひずみは、焼入れ時に表層が冷却されて収縮する際、まだ高温で変形抵抗が小さい内部を圧縮し、塑性変形させることで生じる。この場合、内部が圧縮塑性変形して短くなっているため、表層は短い内部に引張られて圧縮、内部は逆に引張りの残留応力となる。残留応力は表層と内部の温度差が大きいほど増大するため、焼入れ時の冷却速度に影響される。Fig. 23²⁴⁾に焼入れ条件と板厚方向の残留応力分布を示す。冷却速度が大きい水を使った場合、大きな残留応力が生じているが、水温を上げ、冷却速度を小さくすると減少し、沸騰水では、ほぼ残留応力が無い状態になる。一方、Fig. 24²⁵⁾に示すように、冷却速度が小さいと焼入れ遅れによって強度が低下する。7075合金の場合、沸騰水中に焼入れると、冷水焼入れと比べて50%以下まで強度が低下する。これは冷却速度が小さいと、溶質元素が既存析出物の界面や粒界などに不均一析出し、過飽和固溶度が減少するためである。このように残留応力と強度は相反するため、用途に応じて

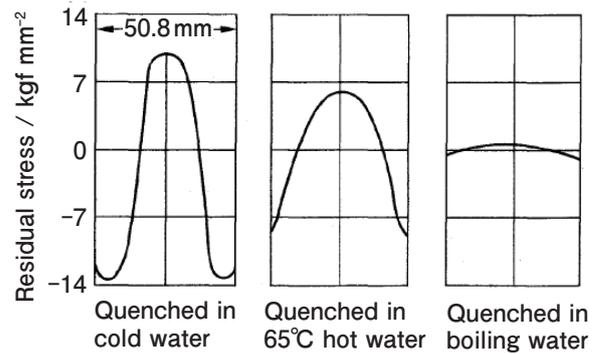


Fig. 23 Residual stress in the thickness direction of a 7075-T6 thick plate (50.8 mm). (Cold water, hot water, boiling water quenching)

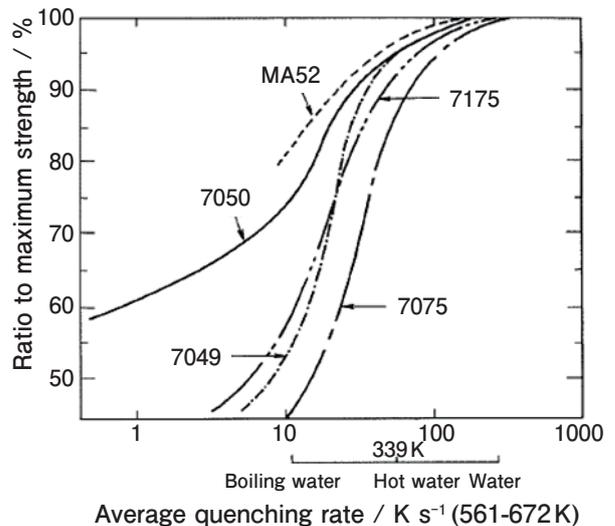


Fig. 24 Comparison of quenching sensitivity of Al-Zn-Mg-Cu alloys.

適切な焼入れ条件を選ぶ必要がある。

強度と残留応力を両立させるには、材料の焼入れ感受性を鈍くすることが有効で、Fig. 24²⁵⁾の7050合金は、沸騰水でも冷水の70%程度の強度がある。7050合金では結晶粒制御のためにZrを添加しており、この析出物がマトリクスと整合なため、焼入れ時の溶質元素の不均一析出サイトになり難い。一方、7075合金はマトリクスと非整合な析出物となるCrを添加しており、溶質元素の析出サイトになるため、焼入れ感受性が鋭い。

残留応力の低減には、焼入れ速度の増大に加えて、焼入れ後のストレッチが有効である。これは、ストレッチすると、長さが短い内部が優先的に伸び、表層との長さの差が減少するためである。Fig. 25²⁴⁾にストレッチ量と残留応力の関係を示す。この場合、1%程度ストレッチすることで、大きく残留応力を低減できている。ストレッチして残留応力を低減したものはT651、T7351等の調質記号が用いられている。この調質記号の51は厚板では焼入れ後、1.5～3%ストレッチしていることを表している。冷間加工による残留応力低減はFig. 26²⁶⁾に示すように冷間圧縮加工でも可能で、鍛造材などストレッチが困難な材料に用いられている。

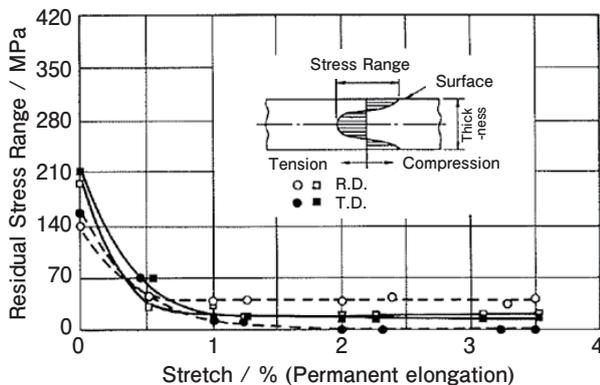


Fig. 25 Effect of stretch amount on residual stress in 7075-T6 thick plate.

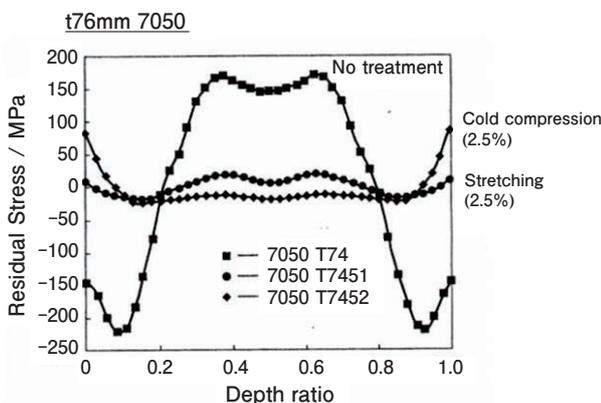


Fig. 26 Residual stress reduction by stretching and cold compression.

3. 新たな高強度アルミニウム合金

高強度アルミニウム合金として2000系、7000系合金が開発され、実用化されているが、それ以外の合金について触れる。

3.1 Al-Li合金

Liは金属中で最も密度が低く、Liを添加したアルミニウム合金も密度が下がり、比強度、比剛性が高い合金として注目され、1950-60年代から軍用機用として使われ始めた。しかし靱性が低いことや強度の異方性が大きいことが問題となり普及しなかった。この欠点を克服するためにLiの添加量を少なくした合金が開発されてきた。この経緯をFig. 27²⁷⁾に示す。現在はLi添加量を2%以下に抑えた第三世代となっており、民間機を含めて使用例が増加している。Fig. 28²⁸⁾に一例として2055合金の特性を他の高強度アルミニウム合金と比較して示す。Li添加量が1.2%と少ないため、密度の低下は限定的であるが、それでも従来合金より優れた比強度、比剛性を有している。Liは活性な金属で、Al-Li合金の溶解、鋳造時に不活性ガスでカバーする等特殊な設備が必要であり、製造できるメーカーは限られている。日本では国プロとして検討を行ったものの、設備導入はされず量産していない。

3.2 Al-Sc合金

Scはごく少量の添加でも時効硬化し、さらにZrと同時に添加することで高温でも非常に安定な析出物となるため、時効硬化と再結晶抑制の効果で高強度化することができる。しかし産出量が少なく、極めて高価なため、大量産はなされていない。近年、Ni鉱山の副産物や、海底資源利用などで、ある程度の産出量が見込めるようになってきたため、Sc含有合金が注目されている。Fig. 29²⁹⁾に一例としてAl-Mg-Sc合金である5028-H116と2024-T351の特性を比較して示す。5028は概ね2024と同等の特性を有しているが、密度が4%小さく、その分軽量化が可能とされている。また、Liと異なり特殊な製造設備を必要としないことも利点となっている。

3.3 巨大ひずみ加工による高強度リサイクル合金

LiやScのような特殊な元素は、スクラップとなって他の合金に混入すると特性に大きな影響を与えるため、リサイクル性に問題がある。アルミニウムは新地金を製造する際、多くの電力が必要で、CO₂の発生が多い。そのためカーボンニュートラルに向けては、新地金と比較して1/20程度のCO₂発生量で済む再生材の比率を

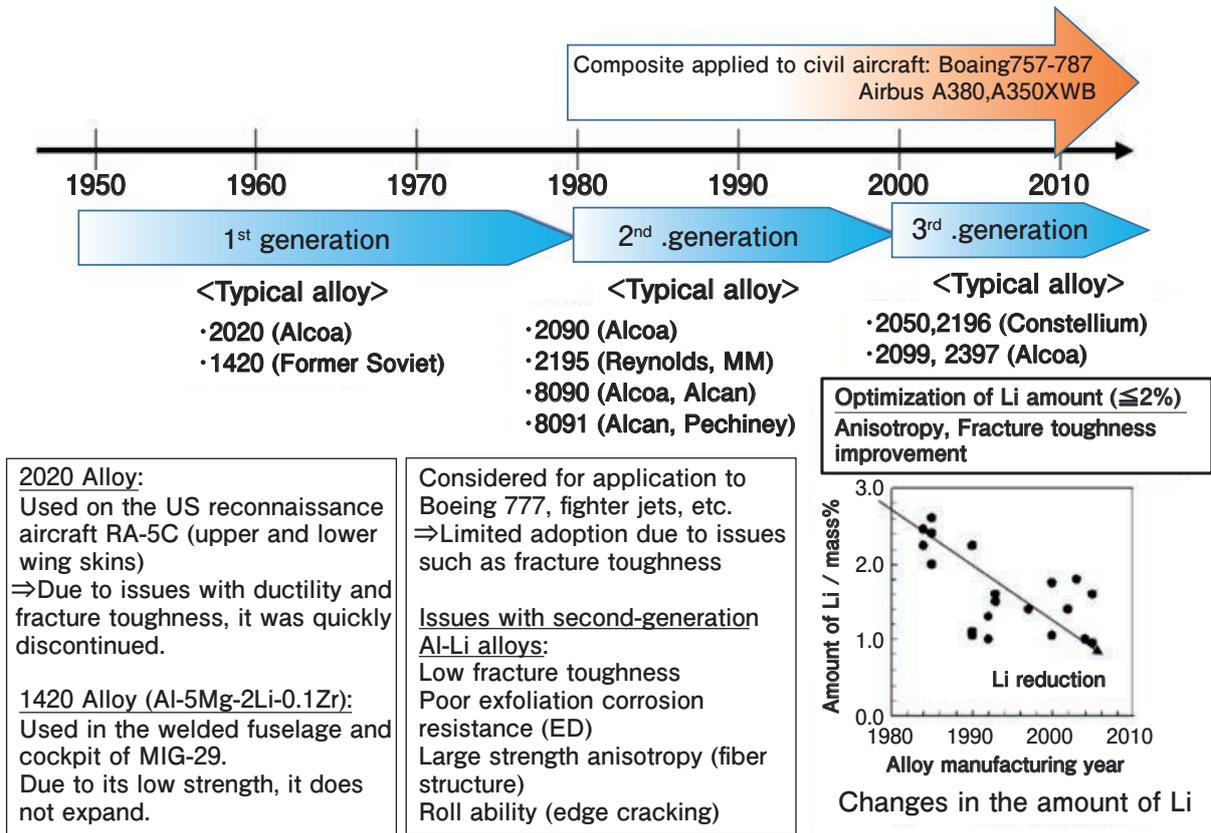


Fig. 27 Al-Li alloy development process.

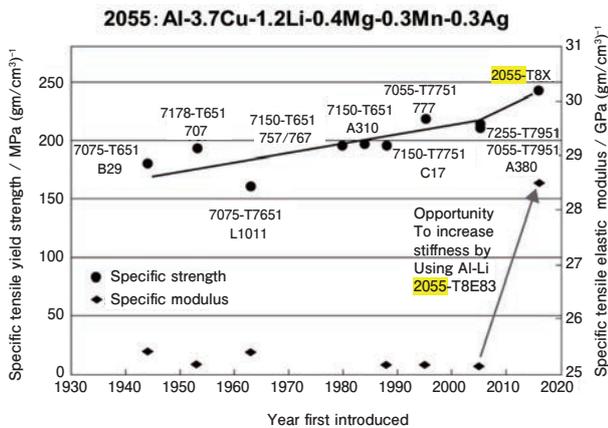


Fig. 28 Example of a recent Al-Li alloy, 2055-T8X.

上げることが必須である。そこで、鋳物を含む低品位なスクラップを使って、製造プロセスで高強度化する取り組みを国プロとして行っている。高強度化の手法として、以前から巨大ひずみ加工が注目されてきたが、大型化に課題があった。その課題を解決できる巨大ひずみ加工法の一つとして逐次繰り出し高圧スライド加工 (IF-HPS) が開発された。これは板材を上下から挟み、スライドさせてせん断ひずみを与える高圧スライド加工 (HPS) を、逐次繰り出しながら実施し、大きな板材全面を加工する手法である。Fig. 30³⁰⁾にその概念図を示す。このHPSを使用して鋳物と展伸材が混ざった低品位スク

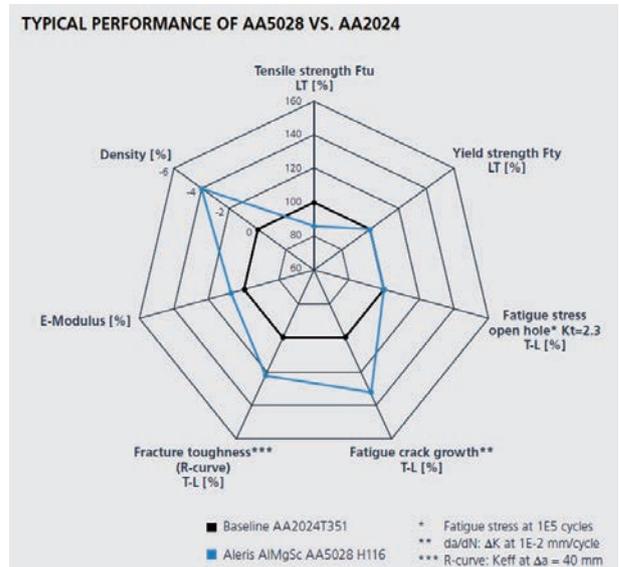


Fig. 29 Comparison of properties between Al-Mg-Sc alloy (5028-H116) and 2024-T351.

ラップを想定した3% Si合金をベースとしたリサイクル合金の高強度化を目指した。その結果、溶体化、自然時効後にHPS加工を施すことで、7000系合金に匹敵する強度が得られた。Fig. 31³¹⁾に屑のばらつきを想定して組成を振った各合金の特性を示す。強度や伸びに対してCu量の影響が大きい、それ以外の組成変動の影響は比較的少なく、多くの合金で引張強さ(UTS) 600 MPa

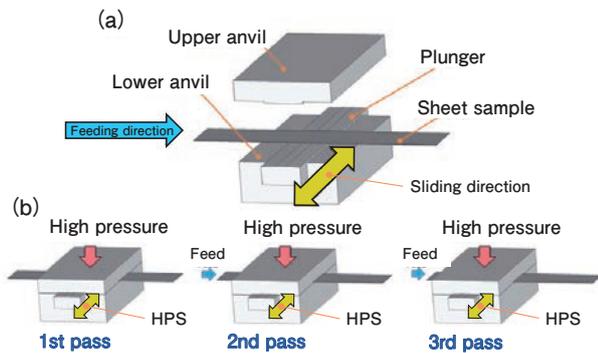


Fig. 30 Conceptual diagram of incremental feeding high-pressure slide processing (IF-HPS).

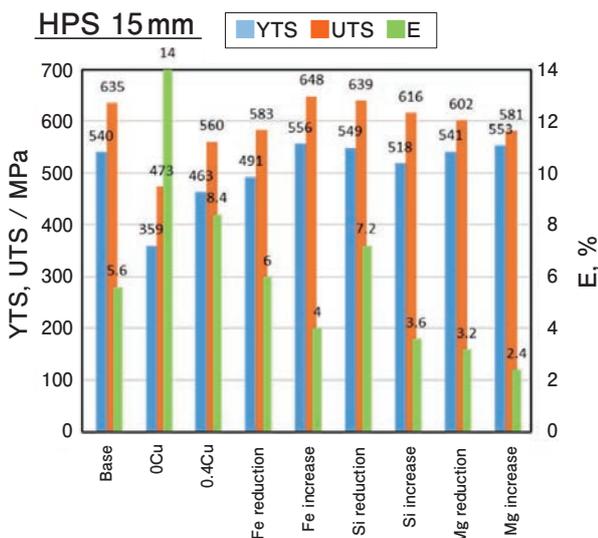


Fig. 31 Mechanical properties of recycled alloys after HPS processing.
Base: Al-3Si-1Fe-0.8Cu-0.8Mn-0.5Mg

以上、耐力(YTS) 500 MPa以上が得られている。ベース合金はIF-HPS加工も行っており、大型化の目途も立っている。

4. 最後に

航空機を始めとした輸送機器に多用される高強度アルミニウム合金の課題について解説を行った。航空機はCFRP等のアルミニウム合金以外の軽量素材の使用が増えているが、今までの課題克服のための研究で多くの技術的蓄積がある高強度アルミニウム合金は、引き続き重要な位置づけを持ち続けられると思われる。今後は材料特性に加えてCO₂発生量など持続可能性がより重視されることは疑いなく、この新たな価値観に適合できる高強度アルミニウム合金の開発が望まれる。

5. 謝辞

3.3の成果は、国立研究開発法人新エネルギー・産業技術総合開発機構(NEDO)の助成事業の結果得られたものです。

参考文献

- 1) A.Willm: Metallurgie, **8** (1911), 225.
- 2) 大隈 真: 軽金属学会第75回秋季講演大会, 超々ジュラルミン(ESD)開発50周年記念特別講演集, (1988), 34.
- 3) 吉田英雄: 軽金属, **66** (2016), 26-38.
- 4) 平岡康一: 日本航空宇宙学会誌, **55** (2007), 1-7.
- 5) S.N. Atluri, S.G. Sampath and P. Tong: Structural Integrity of Aging Airplanes, Springer, New York, (1991).
- 6) B.Smith: Advanced Materials & Processes, Sept (2003), 41-44.
- 7) 浅見重則, 西辻孝三: 古河電工時報, (1979), 59-70.
- 8) 小山克己: Furukawa-Sky Review, **6** (2010), 7-22.
- 9) (社)軽金属学会研究部報告書 No.13.
- 10) 吉田英雄, 宇野照生, 馬場義雄: 軽金属, **34** (1984), 688-701.
- 11) 岸 輝雄, 大平貴規: 軽金属, **31** (1981), 628-634.
- 12) 今村次男: 軽金属, **49** (1999), 302-309.
- 13) 山田隆一, 伊藤吾朗他: 日本金属学会誌, **80** (2016), 745-752.
- 14) NEDO成果報告「水素社会構築共通基盤整備事業-水素インフラ等に係る規制再点検および標準化のための研究開発-水素用アルミ材料の基礎研究」平成17~平成21年度 最終報告書(2010).
- 15) T.D. Burleigh: Corrosion, **47** (1991), 89-98.
- 16) ASM Handbook 13B, ASM, (2005), 95-124
- 17) S.Hirosawa, Y.Oguri and T.Sato: Mater.Trans, **46** (2005), 1230-1234.
- 18) 伊豆正弥, 皆川一泰, 佐藤栄一: 軽金属, **33** (1983), 386-391.
- 19) J.E. Hatch: Aluminum, Properties and physical metallurgy, ASM, (1984), 242-319.
- 20) 当摩 建: 軽金属, **34** (1984), 351-360.
- 21) 大西忠一: 軽金属, **42** (1992), 21-26.
- 22) 宮本 学, 村上陽太郎: 日本金属学会誌, **37** (1973), 394-399.
- 23) 大西忠一他: 軽金属, **43** (1993), 304-313.
- 24) R.S. Barker and J.G. Sutton: "Aluminum" vol. 3 ASM (1967), 355.
- 25) J.T. Staley: Met. Eng. Quart., Nov. (1974), 50.
- 26) Trans. Nonferrous met, Soc, China, **13** (2003), 1190.
- 27) 吉田英雄: 住友軽金属技報, **54** (2013), 250-263.
- 28) Alcoa Rolled Products 2014.
- 29) https://scandiummining.com/site/assets/files/5785/al-2342_012-aktualisierung-br-almgsc-2015-06-03-web.pdf
- 30) 瀧沢陽一, 渡部恭平, 他: 日本金属学会誌, **82** (2018), 25-31.
- 31) <https://www.nedo.go.jp/content/100962503.pdf>



戸次 洋一郎 (Yoichiro Bekki)
(株)UACJ マーケティング技術本部
R&D センター 基盤研究部