Al-4%Ge 合金の時効組織と疲労亀裂との関係

中川 恵友¹ 金谷 輝人¹ 長岡 紀幸² 榊原 精³ 伊藤 吾朗⁴

¹岡山理科大学工学部機械システム工学科

²岡山大学歯学部

³岡山大学工学部機械工学科

⁴茨城大学工学部機械工学科

J. Japan Inst. Metals, Vol. 70, No. 11 (2006), pp. 897-904
Special Issue on Development on Materials for Automobiles Use
© 2006 The Japan Institute of Metals

Fatigue Crack Behavior Related to Aged Microstructure in an Al-4%Ge Alloy

Keiyu Nakagawa¹, Teruto Kanadani¹, Noriyuki Nagaoka², Akira Sakakibara³ and Goroh Itoh⁴

¹Department of Mechanical Systems Engineering, Faculty of Engineering, Okayama University of Science, Okayama 700-0005

²Okayama University Dental School, Okayama 700-8525

³Department of Mechanical Engineering, Faculty of Engineering, Okayama University, Okayama 700-8530

⁴Department of Mechanical Engineering, Faculty of Engineering, Ibaraki University, Hitachi 316-8511

Fatigue crack initiation and propagation have been investigated in relation to the aged microstructure in an Al-4%Ge alloy by means of a fatigue test, microstructural characterization, and fractography. Specimens were solution-treated at 693 K, quenched in iced water, kept at 273 K for 60 s, aged at 473 K for times up to 72 ks and then fatigue-tested. It was confirmed that as the aging time increases, the tensile strength initially increases, reaches a maximum, and then decreases, while the fatigue strength monotonously decreases. Both in the interior and at the surface of the specimen, as the aging proceeded, the growth of precipitates inside the grain as well as on the grain boundary was observed while the width of precipitate free zones (PFZs) adjacent to the grain boundary was almost constant. Fractographic observations showed that intergranular fracture became predominant with increasing aging time and decreasing stress amplitude. From this result and close observations of the fatigue cracks initiation sites, the cracking was deduced to proceed in the following steps: 1) cracks initiate in the intergranular region of the specimen surface, 2) the cracks propagate along the intergranular region towards the interior of the specimen, 3) the crack path transits to the transgranular region because of the increase in true stress, 4) ductile fracture occurs with a marked reduction in area. The crack initiation was presumed to occur as a result of intrusion and extrusion formations along the soft PFZs that play a similar role to that of the persistent slip bands in most metallic materials.

(Received May 22, 2006; Accepted August 8, 2006)

Keywords: aluminium-4%germanium, precipitation, fatigue crack, free surface, grain boundary

1. 緒 言

近年、中強度の析出硬化型アルミニウム合金の輸送機器への利用が増加している¹⁾。これに伴い、析出硬化型アルミニウム合金の動的な変形挙動を明らかにし、高機能化を実現することが急務である。特に、異なった析出組織と疲労挙動との関係については、不明な点が多く、これを微視的・巨視的に解明することは重要である。一般に、析出硬化型アルミニウム合金は、引張強度などの静的強度に比べて疲労強度は低い^{2,3)}。また、高サイクル疲労の場合、疲労寿命を左右するのは、亀裂発生に要するサイクル数であると考えられている⁴⁾。従って、疲労強度の向上をはかり、新合金の設計を行うためには、亀裂の発生メカニズムを解明することが必要不可欠であると思われる。

これまで、亀裂の発生箇所については、多くの場合、材料の表面であることが知られている。即ち、介在物や空洞など

の明瞭な欠陥を除くと、材料の表面と固執すべり帯の交線において、入り込みと突き出しが生じ、亀裂の発生源となると考えられている⁴⁾。構造用アルミニウム合金の大半を占める析出硬化型合金の場合、試料内部の結晶粒内には、析出物が均一微細に分布し、結晶粒界には、より粗大な析出物が生成する。また、粒界近傍には無析出帯(PFZ)が生成する。即ち析出硬化型合金では、微視的に不均一でかつ複雑な組織を呈する。従ってこれまで、析出硬化型合金の亀裂の発生場所や発生機構について、微視組織との関係で詳しく調べた結果は少ない。

鈴木ら⁵⁾により、Al-4%Cu合金の両振り曲げ疲労試験において、幅の広いPFZの生成と粗大な粒界上析出物を生じる場合、表面と粒界の交線に亀裂が発生し、その後、亀裂は、粒界に沿って伝播した後、粒内を伝播することが報告されている。著者らは、Al-Si系およびAl-Ge系合金において、疲労強度は、引張強度の増加とともに増加するという一般常識⁶⁾に反して、時効処理により疲労強度が低下すること

を報告している^{7,8)}. 特に, Al-4%Ge 合金では, 時効の進行とともに, 引張強度および 0.2%耐力は徐々に増加し, 極大値を経た後に減少するのに対して, 疲労強度は, 単調に低下した⁸⁾. この理由として, 試料表面付近の粒界近傍の組織状態, 特に, 粒界析出物の粗大化が疲労強度の低下に大きく影響を及ぼしていると考えられた. 更に, 実験に用いた試料が平滑材であり, 主に, 高サイクル疲労において上述の現象が見られたことから, 亀裂の発生過程が, 疲労寿命に最も大きく影響を及ぼすと結論された⁸⁾.

そこで本研究では, Al-4%Ge 合金について, 析出組織の調査とともに, 疲労亀裂の発生場所について, 実際にその場観察を行うことにより明らし, 亀裂の発生機構について確かな知見を得ることを目的とした. 具体的には, 試料表面および内部の析出組織変化, 繰返し負荷による組織変化, 破面組織について, 透過電子顕微鏡, 金属顕微鏡, 走査電子顕微鏡を用いて観察を行った.

2. 試料および実験方法

2.1 試料

99.996%Al および 99.999%Ge の両純金属を高純度アルミナるつぼ中にて, 空气中で溶解・鋳造して Al-4%Ge 合金とし, 得られた $\phi 15$ mm, 長さ 150 mm の鋳塊を 693 K で 180 ks 均一化焼なましした. この鋳塊を空气中にて中間焼なましを交えながら, 熱間鍛造および冷間圧延により厚さ 0.7 mm の板材とした. この板材より, 平行部寸法が, 長さ 15 mm, 幅 5 mm, 厚さ 0.6 mm の平滑材を作製し, 疲労および引張試験片とした.

2.2 熱処理

各試料を焼入れ温度(以下, T_Q と略記)693 K に 3.6 ks 保持後, 氷水中に急冷することにより溶体化処理し, その後, 273 K で 60 s 保持した後, 時効処理を行った. 時効は, 473 K の時効温度(以下, T_A と略記)に保ったシリコン油浴中で, 種々の時効時間(以下, t_A と略記)試料を保持することにより行った. T_A の精度は ± 0.5 K 以内であった. なお, 各試験および観察は亜時効($t_A = 0.6$ ks, UA と略記), ピーク時効($t_A = 6$ ks, PA), 過時効($t_A = 72$ ks, OA)について行った.

2.3 引張試験

各試験片について, インストロン材料試験機を用いて, 初期ひずみ速度 $2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ で室温 (293~298 K) にて引張試験し, 0.2%耐力, 引張強度, 破断伸びを求めた.

2.4 疲労試験

室温 (293~298 K) にて, 応力比 0, 周波数 30 Hz で種々の繰返し引張応力振幅(σ)下で, 破断するまで疲労試験を行い, それまでの繰返し数(N)を求めた.

2.5 組織観察

試料内部の組織観察は, 熱処理のみ, 又は熱処理後繰返し負荷を行った試験片より, 通常の電解研磨法を用いて薄膜試

料を作製し, 加速電圧 200 kV にて, TEM (日本電子製 JEM-2000EX) により行った. 試料表面の観察は, 熱処理のみ, 又は熱処理後, 繰返し負荷を行い, 負荷途中および破断後の組織について, 倒立型金属顕微鏡 (Union 製 MCB-1) および SEM (Hitachi 製 X-650 および TOPCON 製 VOYAGER) にて観察を行った. 試料表面の EDS 面分析は, Ge 原子について, いずれも K_{α} 線 (エネルギー値は 9.885 keV) を用いて行った.

3. 実験結果

Fig. 1, Fig. 2 には, それぞれ引張特性, 疲労 S-N 曲線, 時効時間(t_A)との関係を示す. 多くは既に報告した結果⁸⁾であるが, 今回ピーク時効と過時効の差を明確にする目的で $t_A = 72$ ks の結果を新たに示している. Fig. 1 より t_A が増加

Fig. 1 Variation in proof stress, $\sigma_{0.2}$, tensile strength, σ_B , and elongation to failure, El , with aging time, t_A .

Fig. 2 Relationships between stress amplitude, σ , and number of cycles to failure, N_f . Specimens were aged for the indicated times, t_A , at $T_A = 473$ K and subjected to fatigue test under stress ratio, $R = 0$.

するにつれて、引張強度(σ_B)および 0.2%耐力($\sigma_{0.2}$)は徐々に増加し、6 ks 付近の極大を経た後減少し、36 ks, 72 ks 時効では過時効状態になること、破断伸び(El)は、これらと逆の傾向を示すことが確認される。Fig. 2 より t_A の増加とともに、疲労強度は単調に低下することが確かめられる。Fig. 3 には、 $t_A = 72$ ks の粒内における TEM 組織および析出物の寸法分布を示した。この場合、Ge 相の平均寸法($\bar{s}$)は、214.5 nm であった。既報では $t_A = 0.6, 6, 36$ ks について同様なデータを示したが、析出物の平均寸法($\bar{S}$)はそれぞれ 24.5 nm, 123.7 nm, 189.3 nm であった。従って、Fig. 3 では Ge 相が均一に分布しているものの、Ge 相の平均寸法は t_A の増加とともに、増加することが確認される。Ge 相の密度は測定していないが、ピークを過ぎた後は、Ge 相の密度が低下するために σ_B および $\sigma_{0.2}$ が t_A の増加とともに減少すると考えられる⁸⁾。ところで、UA から PA に至るまでは、既報で考察したとおり、Ge 相の体積率が増加したのとして強度増加が理解できる。

しかし、 t_A の増加に対して、疲労強度が低下することについては、粒内に生成した Ge 相の組織変化のみでは説明が困難である。この疲労強度の低下は、疲労強度と引張強さとの間に正の相関があるという一般認識にも一致しない^{4,6)}。そこで、熱処理による粒界近傍および試料表面での組織変化について調査した。粒界近傍については、既報でも $t_A = 0.6, 6, 36$ ks について示したので、ここで Fig. 4 には、 $t_A = 72$ ks の OA 材について TEM 組織を示す。観察は、電子線の入射方向と粒界面とがほぼ平行になる条件にて行った。粒界近傍に PFZ の形成が認められ、その幅は約 0.8 μm である。この値は、既報で述べた $t_A = 0.6, 6, 36$ ks に比べてやや減少している。 t_A の増加に伴い PFZ 近傍の Ge 相が特に成長していることが、この場合の PFZ 幅減少の主な理由と考えられるが、今後も詳細な検討が必要である。一方、粒界上には、粒内より粗大な析出物が生成しており、Fig. 4 に示していない観察結果も含めると、その平均寸法は 858 nm であった。粒界析出物の平均サイズは、析出物の長手方向のサイズを測定し平均値を求めた。なお、この場合のサンプリング数は 39 個である。 $t_A = 0.6, 6, 36$ ks での平均寸法は、それぞれ 108 nm, 254 nm, 432 nm であり⁸⁾、 t_A の増加とともに

粒界析出物の平均寸法は著しく増加している。

一般に疲労亀裂は、試料表面で発生すると考えられ、既報においてもそのように考えた。そこで、亀裂発生と析出組織の関係を明確にするという本報の目的のため、試料表面の析出組織を調べた。Fig. 5(a)~(d)には、それぞれ焼入れ直後、UA 材、PA 材および OA 材について、試料表面の光学顕微鏡観察を行った結果を示す。試料は溶体化処理前に鏡面に仕上げ、その後は表面を研磨せずに観察した。焼入れ直後では析出物は認められない。しかし時効材では、いずれも析出物がほぼ均一に生成していることが分かる。析出物の平均寸法は、UA 材が 0.9 μm , PA 材が 1.1 μm , OA 材が 2.2 μm であり、 t_A の増加とともに、析出物の平均寸法は増加している。また、UA 材、PA 材および OA 材のいずれにおいても、粒界(粒界と表面との交線)近傍に PFZ が形成しており、本実験の熱処理条件では、PFZ 幅の平均寸法は、 t_A の増加によらず約 20 μm と一定であった。

Fig. 6(a), (b)は OA 材について、試料表面の析出物の同定を行うために、EDS による面分析を行った結果を示す。(a)は SEM 像、(b)は特性 X 線像を示す。(a)と(b)(白色輝点は Ge 濃度が高いことを示す。)の結果を比較すると、試料表面の析出物は Ge 相であり、特に、粒界(表面と粒界との

Fig. 4 TEM images adjacent to grain boundaries for specimens aged at 473 K for 72 ks.

Fig. 3 TEM microstructure and size distribution of Ge precipitates for a specimen aged at 473 K for 72 ks. N : total number of Ge precipitates, n : fractional number, $\bar{s}$: mean size of Ge precipitates.

Fig. 5 Optical microscopic images at the specimen surface. (a) as-quenched; (b), (c) and (d) aged for 0.6 ks, 6 ks and 72 ks, respectively.

Fig. 6 SEM image at the specimen surface for the specimen aged for 72 ks (a), and corresponding Ge-K X-ray image taken by using an EDS device (b).

交線)に Ge 相が多数生成していることが分かる。

以上の表面析出の析出物の平均寸法や、PFZ 幅を粒内および内部の粒界における析出の場合と比較すると、析出物の寸法は、粒内は勿論、粒界の析出物寸法よりも、また、PFZ 幅は試料内部の粒界に沿って生じる PFZ 幅よりも、それぞれ大きいことが明らかである。一般に、析出における核生成の活性化エネルギーは、粒内(均一核生成)が最も高く、粒界、表面の順に低くなると考えられている⁹⁾。一方、拡散は

粒内が最も遅く、粒界、表面の順に速くなる^{10,11)}。従って、表面は核生成しやすく、成長も速いことになる。表面上析出物の寸法が、粒内や試料内部の粒界よりも大きくなることは、粒界上析出物の寸法が、粒内より大きくなるという現象と類似している。PFZ 幅についても、内部より成長が速い表面の方が、広くなることは当然のように思われるが、内部の場合、PFZ 内の溶質原子は粒内より粗大な粒界上析出物に吸収されるといわれるが、表面上の粒界の析出物の寸法は

Fig. 7 SEM images of fracture surface for the specimens fatigue-tested to failure. The starting points of cracks on the fracture surface are indicated by arrows.

表面上の粒内よりも小さいので、内部とはやや PFZ の生成機構が異なる可能性がある。このような組織形成過程についての検討は本研究の主題ではないので、ここではこれ以上議論せずに今後の検討課題とさせて頂きたい。

これまで、アルミニウム中の微量不純物元素が、熱処理により試料表面に偏析する現象が認められており、鉄、鉛、銀、マグネシウムの偏析が報告されている¹²⁾。この偏析の有無は詳しく調べていないが、もし、本合金で溶体化中に Ge 原子が表面に偏析すれば、前述のように拡散が速いために、焼入れ中に表面析出を生じる可能性がある。しかし、焼入れ直後の試料表面には Ge 相の生成は確認できないので、

上述の Ge 相は、焼入れ後の時効段階で生成したものと考えられる。Fig. 7, Fig. 8 は、PA 材および OA 材を 3 水準の応力レベルにて、破断まで疲労試験を行った後、破面の様相を、それぞれ低倍率、高倍率で SEM 観察した結果を示す。いずれの破面においても、粒界割れと粒内割れが混在していること、PA 材よりも OA 材の方が、また、応力レベルが低くなるほど、粒界破面率が高くなることが注目される。図中の矢印は、試験中に試験片表面を目視にて、その場観察を行った結果、および破面上において亀裂進展時に生じるステップなど¹³⁾から判断した亀裂発生点を示す。これらの図から、いずれの試料においても、亀裂は試料表面部の粒界にて

Fig. 8 SEM images of fracture surface adjacent to the specimen surface.

発生していることが分かる。そして、Fig. 7(d)に例示したように、粒界に沿った亀裂進展(A)，粒内を経路とする進展(B)，顯著なくびれを伴う最終延性破断(C)の順に破壊が進行したものと判断される。

4. 考 察

本研究ではまず、①時効の進行に伴い、強度は上昇し、ピークを経た後、過時効に転じる一方、伸びは逆にピーク強度までは減少し、過時効が進行するとともに増加に転じるこ

と、②疲労強度は、本実験の熱処理条件では、時効の進行とともに単調に低下すること、などの現象が t_A の範囲を 36 ks 以下から 72 ks 以下に拡大しても、既報⁸⁾と同様に見られることを確認した。次に析出組織を観察した結果、③試料内部においても、表面においても、粒界上に粗大な析出物が生成し、粒界に隣接して PFZ の形成が認められた。疲労試験後の破面を解析した結果、④いずれの破面も、粒界割れと粒内割れが混在しており、PA 材よりも OA 材の方が、また、応力レベルが低くなるほど、粒界破面率が高くなることが明らかとなった。以上のことから、⑤破壊は、()表面部の粒界で

の亀裂発生、() 粒界に沿った亀裂伝播、() 粒内の亀裂伝播、() 顕著なくびれを伴う最終延性破断、の順に進行すると判断された。

疲労亀裂の発生・進展の挙動について、既報⁸⁾では推定の域を脱していなかったが、本研究で得られた、③～⑤の結果により、より明確になった。既報⁸⁾で推定した亀裂発生機構を模式的に Fig. 9 に示した。試料表面と交わる粒界に注目すると、無負荷状態では、Fig. 9(a) のような組織となっている箇所が、負荷状態では引張応力により、Fig. 9(b) に示すように、PFZ 内で優先的に塑性変形(以下、優先変形と略記)を生じ、粒界の一部が新しい表面として露出する。次に除荷されると、一度露出した粒界の一部が再び内部に入り込もうとするが、露出時に酸化されているので、粒界に沿った亀裂が生じると考えられる。この機構は、一般に入り込みと突き出しと呼ばれる機構、即ち、結晶粒内の固執すべり帯に沿って、亀裂が発生する機構¹⁴⁾において、固執すべり帯の箇所が PFZ に置き換わったものと考えられる。実際に、PFZ 内の優先変形が起こることは粒界近傍の TEM 組織観察により、PFZ 内での転位密度の増加として確認されている⁸⁾。また、Fig. 10 に示すように(図中(矢印))、PFZ 内の優先変形が、粒界三重重点を通過して、隣接する結晶粒内を変形させることにより生じるフォールド¹⁵⁾の形成も認められる。更に、Fig. 7 および Fig. 8 の OA 材($\sigma=40, 49$ MPa)では、矢印で示したように、表面において、PFZ 内の優先変形によるとと思われる結晶粒の段差¹⁶⁾が確認される。従って、

Fig. 9 Model for crack initiation in grain boundaries adjacent to the specimen surface.

Fig. 10 Optical microscopic images at the specimen surface for the specimen aged for 72 ks then fatigue-tested. The arrow "F" shows a fold formation near a grain boundary triple junction.

PFZ に沿った、入り込みと突き出しを生じることが確かであると思われる。

粒界近傍の PFZ に沿った入り込みと突き出しが、粒内でのそれと異なる点は、粒界上析出物の存在である。まず、試料表面と粒界との交線にあたる析出物を考えると、Fig. 9(b) の模式図を見れば推察できるように、この析出物は繰返し負荷により、容易に脱落し、亀裂発生の起点となる(亀裂発生を促進する.)と思われる。一方、試料内部の粒界では、Fig. 9(b) に示したように、PFZ 内の優先変形のため、粒界析出物に隣接して空洞が発生しやすくなる。従って、発生した初期亀裂は、粒界に沿って容易に伝播すると推察される。

次に、⑤の機構()の亀裂発生および()の粒界に沿った亀裂進展に及ぼす t_A の影響を考察する。時効の進行とともに、試料表面と粒界との交線上の析出物および試料内部の粒界析出物は、成長し、粗大化する。そうすると、上述の試料表面と粒界との交線にある析出物の脱落は、より早期に起こり、また、内部の粒界析出物に隣接する空洞の寸法も大きくなると推察される。すなわち本研究で考察した亀裂発生・粒界に沿った亀裂伝播は容易になると推論される。このことから、PA 材よりも OA 材のほうが疲労寿命は短く、粒界破面率が高くなることが無理なく理解できる。亀裂の発生・伝播の過程については既述のように、これまで鈴木ら⁵⁾により、Al-4%Cu 合金において、表面と粒界の交線に亀裂が発生し、その後、亀裂は、粒界に沿って伝播した後、粒内を伝播すること、すなわち本研究と同様な結果が報告されている。本研究ではこの過程を Al-Ge 合金でも起こることを確認するとともに、亀裂発生機構をより詳細に示すことができた。なお、疲労寿命については、巨視的に考えると、引張強度が OA 材の方が低いこととして理解することも可能であり、この考え方は、上述の亀裂発生・進展を微視的に考察した結果と矛盾するものではない。

一方、負荷応力が高くなるにつれて、粒界破面率が低くなることについては、巨視的に引張試験の条件に近づくためとして理解できる。本研究の引張試験で得られた破断伸びは、PA 材で 6.5%、OA 材で 14.9% と低い水準であるが、これは、本合金ではくびれを生じやすかったことと、試験片が薄板状(試験片厚さが約 0.6 mm)であったことによると考えられる。Fig. 11 に示した引張破面では、PA 材および OA 材のいずれにおいても、疲労破面の最終破断部において、観察されたものと同様な形態、即ち、チゼルポイント¹⁷⁾の点が

Fig. 11 SEM images of fracture surface for the specimens tensile-tested to failure.

線になったような形態の高延性の破面を呈している。微視的に考えると、ひずみあるいは応力が小さい条件下では、前述の PFZ 内の優先変形が支配的であるが、ひずみが大きくなると隣接した結晶粒による拘束などにより、PFZ 内の優先変形のみでは、変形の持続が困難になると思われ、その場合に、本合金のように比較的強度が高くない合金では、粒内での変形が優先的になると考えられる。従って、引張試験での変形過程全般や、疲労試験の最終段階では、粒内延性破断に至ったと理解できる。一方、負荷応力が低い場合の疲労試験では、PFZ 内の優先変形が繰返されることになり、考察の冒頭の⑤()が長時間続くことにより、結果的に粒界破面率が高くなったと推察される。

疲労強度の向上が、非常に重要と考えられる構造用アルミニウム合金は、そのほとんどが析出硬化型である。従って、本研究で確認された、試料表面において、粒界近傍の PFZ 中の優先変形に基づく亀裂発生と、それに続く粒界に沿った亀裂伝播については、実用合金において、今後更に、詳細な検討が必要であると考えられる。

5. 結 言

Al-4%Ge 合金について、473 K での UA, PA, OA の各時効段階において、試料表面および内部の組織と繰返し負荷による疲労亀裂発生・伝播の挙動との関係について調べた結果、以下のことが明らかになった。

(1) 時効の進行に伴い、引張強度は上昇し、ピーク強度を経た後、過時効に転じること、それに対応し、伸びはピーク強度までは減少し、過時効とともに増加に転じること、一方、疲労強度は、実験範囲内で時効の進行とともに単調に低下することを確認した。

(2) 析出組織を観察した結果、試料内部においても表面においても、粒界上に粗大な析出物が生成し、粒界に隣接して PFZ が形成することが確認された。

(3) 疲労試験後の破面を解析した結果、いずれの破面においても、粒界割れと粒内割れが混在しており、PA 材よりも OA 材の方が、また、応力レベルが低くなるほど、粒界破面率が高くなることが明らかとなった。亀裂発生箇所の確認結果と合わせて考察した結果、破壊は、()表面部の粒界での亀裂発生、()粒界に沿った亀裂伝播、()粒内に沿った亀裂伝播、()顕著なくびれを伴う最終延性破断、の順に進行すると判断された。

(4) 上記破壊過程のうち、粒界での亀裂発生は、粒界に沿った PFZ 内で優先変形が起こり、これが、試料表面にて入り込みと突き出しを繰り返す結果、生じるものと推論された。一方、粒界に沿った亀裂伝播は、粗大な粒界上析出物に隣接して、発生する空洞を介してなされると考えられた。

終わりに、電子顕微鏡の使用に際し、岡山理科大学工学部助台榮一教授、同大学自然科学研究所 横田康宏教授ならびに同大学総合機器センター 船本利春氏に種々便宜頂いたことに、厚く御礼申し上げます。また、本研究を遂行するに当たり、多大なご協力を頂いた、当研究室の学生諸氏ならびに本論文の校閲に関して、早稲田大学理工学部理工系英語教育センター アントニ・ローレンス助教授の貴重なご助言を頂いたことを記して、深謝申し上げます。本研究の一部は財団法人金属学会からの助成により賄われたことを記し、謝意を表します。

文 献

- 1) *LIGHT METAL STATISTICS IN JAPAN*, (JAPAN ALUMINIUM ASSOCIATION, 1999) pp. 60-61.
- 2) N. Thompson and N. J. Wadsworth: *Advances in Physics*, **7**(1958) 72-169.
- 3) A. J. Kennedy: *Process of Creep and Fatigue in Metals*, (Oliver and Boyd, Edinburgh and London, 1962) pp. 301-313.
- 4) M. F. Ashby and D. R. H. Jones: *Engineering Materials, Japanese version*, (Translated by R. Horiuchi, J. Kaneko and M. Ootsuka, Uchida Roukakuhō, 1999) pp. 166.
- 5) H. Suzuki, M. Kanno, M. Tsubota and K. Hayashi: *J. JILM* **27**(1977) 503-511.
- 6) T. Kobayashi: *Aluminiumugoukinnokuyōdo*, (Uchida Roukakuhō, 2001) pp. 169-194.
- 7) K. Nakagawa, T. Kanadani, N. Hosokawa and T. Tanimoto: *J. JILM* **46**(1982) 650-654.
- 8) K. Nakagawa, T. Kanadani, G. Itoh, N. Hosokawa and T. Tanimoto: *J. JILM* **53**(2003) 104-109.
- 9) K. Hirano, M. Doyama, E. Fujita, H. Kimura, Y. Murakami: *Goukinnokoukateitosonokaisyaku*, (Nihonkinzokugakkai, 1968) pp. 1-28.
- 10) S. Fujikawa: *J. JILM* **46**(1996) 202-215.
- 11) S. Fujikawa: *J. JILM* **46**(1996) 254-265.
- 12) H. Tsubakino, M. Terasawa, T. Mitamura, A. Nogami, K. Sugimoto and A. Kinomura: *J. JILM* **51**(2001) 98-102.
- 13) H. Kitagawa, T. Uchimoto and S. Nagata: *J. JILM* **34**(1984) 493-502.
- 14) O. Miyagawa: *Kinzokuzairyoukougaku* (Kaitei SI Ban) (Morikitashyuppan, 1984) pp. 80-102.
- 15) T. Kawabata: *J. JILM* **33**(1983) 38-54.
- 16) Y. Uetani, K. Matsuda, T. Katayama, S. Rengakuji, F. Shinagawa, S. Ikeno: *J. JILM* **47**(1997), 475-480.
- 17) A. S. Tetelman and A. J. McEvily, Jr: *Fracture of Structural Materials*, (John Wiley and Sons, Inc., 1967) pp. 40-45.