ショットピーニング処理によるアルミニウム鋳造合金の 高サイクル疲労特性改善*

政 木 清 孝^{*1}, 越 智 保 雄^{*1}, 松 村 隆^{*1}

The Improvement of High Cycle Fatigue Properties of AC4CH Alloy with Shot Peening Treatment

Kiyotaka MASAKI^{*2}, Yasuo OCHI and Takashi MATSUMURA

^{*2} Department of Mechanical Engineering and Intelligent Systems, University of Electro-Communications,
1-5-1 Chofugaoka, Chofu-shi, Tokyo, 182-8585 Japan

Rotating bending fatigue tests on shot-peening treatment (SP-treated) AC4CH aluminum alloy were carried out in order to investigate the effect of SP treatment on the high cycle fatigue properties. As the comparing fatigue property of the SP-treated material with fatigue properties of non-peened material, HIP-treated material and semi-liquid die casting (SL) material, the following conclusions were obtained. (1) Although the fatigue property of SP-treated material is most excellent in all materials, they are a few differences as compared with HIP-treated material and SL material. (2) The fatigue strength at 10^7 cycles of AC4CH alloy is governed by the existence of cast defects near the surface. If the cast defects do not exist there, the fatigue strength at 10^7 cycles of AC4CH alloy is as practically equal as HIP-treated materials and SL materials. (3) The fatigue life property of AC4CH alloys is significantly affected by fatigue crack initiation behavior. The reason why the SP-treated material has longer fatigue life than other material ones is that it has no cast defects near the surface by the effect of SP treatment. Moreover, the miniaturization of microstructure near the surface by SP treatment affect on fatigue life since generation of the slip in crystal grain, which cause the surface fatigue crack initiation, is prevented.

Key Words: Fatigue, Aluminum Alloy, Cast Defect, Shot Peening, Crack Initiation, Crack Propagation

1 緒 言

自動車用構造部品には軽量かつ加工性が良く、鋳造性・リサイクル性・耐食性に優れたアルミニウム鋳造合金が多用されている^{①-③}。しかし、アルミニウム鋳造合金は凝固時に表面に形成される密酸化膜によってガスの分離が妨げられるため鋳造欠陥が非常に多く、強度信頼性を必要とする部材への適用が難しいとされてきた。そこで鋳造欠陥寸法の縮小ならびに欠陥除去を目的としてHIP処理が試みられ^{④-⑥}、著者らも、アルミニウム鋳造合金 AC4CH の高サイクル疲労特性改善手法として HIP 処理が有効であることを示し、HIP 処理による疲労特性改善が材料中に含まれる鋳造欠陥寸法の縮小によることを明らかにした^{⑦-⑩}。

疲労特性に大きな影響を与える鋳造欠陥は、Al-Si 系アルミニウム鋳造合金においては、凝固過程にデ

ンドライトアーム間に取り残された介在物や気泡が核となって形成することが知られている^⑪。そのため鋳造欠陥を除去する方法として、冷却速度を上げてデンドライトの成長を抑える^{⑫⑬}、デンドライトアームを電磁攪拌等によって強制的に分断して粒状化する^{⑭-⑯}などの組織制御も研究されている。著者らも前報において半凝固ダイカスト法によって製造した AC4CH 相当材の高サイクル疲労特性を調査し、半凝固ダイカスト法による Al₂O₃ の粒状化が疲労き裂の進展を遅延させ、寿命延伸に対しても有効であることを示した^⑱。

鋳造欠陥寸法を減少することがアルミニウム鋳造合金の疲労特性改善に有効であるものの、HIP 処理や半凝固ダイカスト法などは高コストで比較的少量生産向けの処理であるために、より安価で大量生産向きな処理が望まれる。そこで本研究では、低コストで大量生産向きであるショットピーニング処理(以下 SP 処理)に注目した^⑲。SP 処理が被加工材に対して表面硬化層の付与、圧縮残留応力の付与を目的とするため、軟質で大きな加工硬化を示さないアルミニウム合金に対し

* 原稿受付 2002 年 4 月 1 日。

^{*1} 正員、電気通信大学電気通信学部(〒182-8585 調布市調布ヶ丘 1-5-1)。

E-mail: masaki@mce.uec.ac.jp

て疲労特性改善を目的とした研究例は少ない⁽²⁾⁻⁽⁴⁾。表面粗さの増大が疲労特性を低下させたオーバーピーニングの報告例もあることから⁽²⁾、アルミニウム合金に対するSP処理は、飛行機翼の成形など疲労特性の向上を目的としない場合において実用化されている⁽²⁾。しかしSP処理が被加工材表面近傍組織の塑性変形を利用した処理であることを考慮すれば、鋳造合金の表面近傍に存在する鋳造欠陥寸法を縮小する効果も期待できる。実際に著者らも過去の研究において、鋳造合金である球状黒鉛鋳鉄の表面近傍に存在する鋳造欠陥をSP処理によって縮小可能であることを明らかにした⁽²⁾。球状黒鉛鋳鉄と比してアルミニウム鋳造合金がより軟質であることを考慮すれば、より高い表面近傍の鋳造欠陥寸法縮小効果が期待できる。

そこで本研究ではアルミニウム鋳造合金に対してSP処理を適用して高サイクル疲労試験を行い、SP処理による鋳造欠陥寸法縮小の効果と疲労特性について調査するとともに、著者らがこれまでに行ったHIP処理材、半凝固ダイカスト材の疲労特性と比較・検討した。また、SP処理に伴う表面粗さ増大という問題点を考慮して粒径の異なるショットを用いて2条件でSP処理を行い、ショット粒径の違いによる鋳造欠陥寸法縮小効果の違いについても検討した。

2 供試材及び実験方法

2.1 供試材 供試材はAl-Si-Mg系アルミニウム鋳造合金AC4CHである。化学成分を表1に示す。これをYブロックに鋳造後、T6処理して供試材とした。試験片はYブロックから採取したが、鋳造時の冷却速度がデンドライト組織の大きさならびに、鋳造欠陥寸法に影響を与えることを考慮して、Yブロックから試験片の採取位置を上部・下部に区別して2種類用意した。Yブロック形状ならびに試験片採取位

Table 1 Chemical compositions of specimen. [wt%]

	Si	Mg	Fe	Ti	Sb
AC4CH	6.76	0.36	0.07	0.13	0.1

Fig.1 Location of test piece

置の概略を図1に示す。Yブロック上部から採取したものを「U材」、同下部より採取したものを「L材」と称す。それぞれの組織写真を図2に示す。組織は典型的なデンドライト状組織であり、二次デンドライトアーム間隔は、U材、L材でそれぞれ57 μ m, 40 μ mであった。

2.2 試験片および実験方法 試験片形状を図3に示す。試験片は機械加工後、試験片中央部にインペレー式の装置を用いてSP処理を施した。使用したショットは、粒径の異なるJISS30(平均粒径0.3mm)、JISS80(平均粒径0.8mm)の2種類である。ショット粒以外のSP処理条件は同一のものとし、施工時間のみを変えることで同一のアーカハイト0.25mAとなるように調整した。以後、S80のショット粒を用いて処理した試験片をSP(0.8)材、S30のショット粒を用いて処理した試験片をSP(0.3)材と称し、未処理のものをNP材と称す。高サイクル疲労試験は小野式回転曲げ疲労試験機(2760rpm)を用いて室温大気中にて行い、破断後の破面をすべてFE-SEMにより観察した。

3 実験結果

3.1 疲労試験結果 疲労試験によって得られた全試験片のSN曲線を図4に示す。繰返し数が 10^7 回を超えても破断しなかった試験片は未破断データとし、プロット点に右向きの矢印を加えて示した。SP材の中にはNP材と同程度の疲労寿命となった点もあるが、一部を除いてSN曲線がNP材の曲線と、より長寿命側のSP材の曲線に大別された。

3.2 試験片採取位置とSP処理の効果 試験片の採取位置により大きく異なるのは、材料中に含まれる鋳造欠陥の大きさである。そこで鋳造欠陥寸法とショッ

(a) Upper specimen (b) Lower specimen

Fig.2 Microstructures of the Upper and lower specimen.

Fig.3 Shape and dimensions of specimen (mm).

ト粒径の関係を調査するため、U 材、L 材それぞれについて検討を行う。

3・2・1 U 材 Yブロック上部は鋳造欠陥の大きさが必然的に大きくなるので、SP 処理時のショット粒径の違いによる影響が顕著に現れると思われる。U 材のみの S-N 曲線を図 5 に、破面観察例を図 6 に示す。なお NP 材の疲労破壊起点は全て表面近傍の鋳造欠陥であった。

SP(0.3)材 NP 材、SP(0.3)材の S-N 曲線プロット点にある添え字は破面観察から得られた欠陥寸法を示している。SP(0.3)材の疲労試験結果は NP 材を主体とする長寿命側データと一致するものと SP(0.8)材を主体とする

Fig.4 S-N curves of all specimens.

Fig.5 S-N curves of the upper specimens.

(a) SP(0.3) 140 MPa
 $N_f = 4.17 \times 10^5$ cycles
(b) SP(0.8) 200 MPa
 $N_f = 3.23 \times 10^5$ cycles

Fig.6 Crack initiation site of the Upper materials.

長寿命側データと一致するものに分類された。破壊起点を調べてみると、NP 材の疲労特性に近いものは試験片表面近傍の比較的大きな鋳造欠陥が疲労起点であったのに対し、SP(0.8)材の疲労特性に近いものは試験片表面の比較的小さな鋳造欠陥が表面組織のすべりが起点であった (図 6(a))。しかし負荷応力振幅 100 MPa において NP 材が 10^6 回程度で破断したのに対し、SP(0.3)材が 10^7 回で未破断であったので、 10^7 回疲労強度は SP(0.3)処理によって NP 材より向上した。

SP(0.8)材 SP(0.8)材の疲労起点は全て表面の結晶粒のすべりであり、鋳造欠陥が起点となったものは認められなかった (図 6(b))。また、SP(0.8)材の 10^7 回疲労強度は未破断データが得られていないが、S-N 曲線から推測すると NP 材、SP(0.3)材と比較して向上している。

3・2・2 L 材 Yブロック下部は鋳造時のアルミ溶湯の自重により、上部に比べて遙かに鋳造欠陥寸法が小さく、かつ数も少ない試験片が得られる。L 材のみの S-N 曲線を図 7 に、SP 材の破面例を図 8 に示す。なお NP 材の破壊起点は全て表面近傍の鋳造欠陥であり、また 10^7 回で未破断の NP 材には試験片表面に鋳造欠陥が認められなかった。

SP(0.3)材 図 7 において SP(0.3)材、SP(0.8)材の疲労試験結果の横にある添え字 P は鋳造欠陥が起点となった試験片を示している。U 材の場合と異なり、SP(0.3)材は全て長寿命側の SP(0.8)材のデータと一致した。しかし疲労破壊は鋳造欠陥を起点とするものとそうでないものが混在していた (図 8(a))。破壊起点となった鋳造欠陥寸法 ($\sqrt{\text{area}}$) を測定したところ、いずれも $120 \mu\text{m}$ 以下であり、U 材と比較して微小であった。しかし 10^7 回疲労強度は意外にも NP 材とほぼ同等の値となった。NP 材の未破断試験片の表面に鋳造欠陥が存在しなかったことを考えると、SP 処理で鋳造欠陥寸法を $120 \mu\text{m}$ かそれ以下にすることで疲労強度特性に与える鋳造欠陥の影響が小となり、母材の疲労強度 (すべり起点型の疲労強度) に近づいたものと思われる。

Fig.7 S-N curves of the lower specimens.

SP(0.8)材 SP(0.8)材の疲労寿命特性は NP 材と比較して顕著に改善されている。その破壊起点は一部を除いて U 材と同じ表面の結晶粒のすべりであった。すべりを起点としなかったものは表面近傍の鑄造欠陥が起点であったが、偶然にも表面近傍に存在した小さな鑄造欠陥部にショット粒が衝突しなかった箇所であった(図 8(b))。鑄造欠陥が比較的小さいので、SP(0.8)処理による表面粗さの応力集中と同程度となり、結果的に疲労寿命に差を生じさせなかったものと思われる。SP(0.8)材の 10^7 回疲労強度が NP 材に比べて向上したものの僅か 20MPa 程度の向上にとどまり、鑄造欠陥の縮小は 10^7 回疲労強度の向上に対して顕著な有効性を示さなかった。

4 考 察

4.1 SP 材の 10^7 回疲労強度特性 疲労試験の結果、NP 材と比較して U 材、L 材無関係に SP(0.8)材の 10^7 回疲労強度は僅かに向上した。それに対し SP(0.3)材の 10^7 回疲労強度は、U 材、L 材ともに NP 材と大差なかった。その理由は U 材では SP(0.3)処理したにもかかわらず比較的大きな鑄造欠陥が残存したことと、L 材では表面近傍に鑄造欠陥の存在していない NP 材が SP(0.3)材の 10^7 回疲労強度と同一応力下でも破断しなかったためであった。本研究においても鑄造欠陥の有無がアルミニウム鋳造合金の 10^7 回疲労強度を支配したことから、鑄造欠陥と 10^7 回疲労強度について検討を行った。

4.1.1 SP 処理による鑄造欠陥寸法の縮小 SP 処理に伴う試験片表面近傍の鑄造欠陥寸法の変化について調査するため、アルミニウム鋳造合金の疲労特性を良く整理できる鑄造欠陥面積の平方根 ($\sqrt{\text{area}}$) について調査を行った⁹⁾。なお試験片横断面における表面近傍の危険部位(応力振幅の 90%以上が作用する領域)を測定対象とし、その最大の欠陥寸法を測定した。観察標本数は各 20 点である。試験片は U 材、L 材の差が顕著に現れた SP(0.3)材とした。得られた結果を NP 材のそれと比較して図 9 に示す。データ点数が 20 点より少

ないのは、観察した試料に必ずしも鑄造欠陥が存在するとは限らないからである。まず、U 材と L 材を比較すると U 材の鑄造欠陥が圧倒的に大きな寸法であることが分かる。NP 材と SP 材を比較すると、U 材、L 材ともに SP 材の鑄造欠陥寸法が NP 材に比べて小さくなっており、SP 処理による鑄造欠陥寸法縮小の効果が明らかである。しかしながら、U 材においては SP 処理後も NP 材の L 材以上の鑄造欠陥が存在し、U 材に対する S30 ショットがあまり効果的でないこと、また S30 ショット粒を用いた SP(0.3)材が鑄造欠陥を起点として疲労破断することがこの結果から説明される。

4.1.2 鑄造欠陥と 10^7 回疲労強度 著者らは、前報において AC4CH 材の疲労強度特性が鑄造欠陥に大きく依存すること、試験片内の鑄造欠陥寸法を縮小する手法として HIP 処理が有効であることを報告した⁹⁾。そこで本研究の SP 処理材と HIP 処理材の比較を行った。図 10 にその比較を示す。NP 材と non-HIP 材の疲労特性は良く一致している。 10^7 回疲労強度に注目すると、HIP 材は SP(0.3)材とほぼ一致した。この値は 332 項で述べたように試験片表面に欠陥の存在していない NP 材の値と同等であり、HIP 処理では鑄造欠陥寸法縮小、鑄造欠陥除去効果以外に 10^7 回疲労強度を向上させ

(a)SP(0.3) 160MPa $N_f=7.36 \times 10^6$ cycles
(b)SP(0.8) 240MPa $N_f=4.31 \times 10^6$ cycles

Fig.8 Crack initiation site of the Lower materials.

Fig.9 Distribution of extreme value for porosity size

Fig.10 S-N curves (Compare SP treated material with HIP treated materials).

る効果が無いことを意味している。これに対して、SP(0.8)材の 10^7 回疲労強度は HFP 材の値を上回っており、S80 ショットによる SP 処理が僅かではあるが 10^7 回疲労強度を向上させる効果を有する事が明らかである。この 10^7 回疲労強度向上の要因は、表面近傍組織の変質（微細化）およびそれに伴う転位密度の増加がすべり起点型の表面き裂発生に対する抵抗として作用したためだと考えられる。

4.2 SP 材の疲労寿命特性 疲労試験の結果、大きな鋳造欠陥が疲労き裂起点とならない場合には SP(0.3) 材の疲労寿命が SP(0.8) 材の疲労寿命とほぼ同等となった。その理由についてピーニング効果の相違ならびにき裂進展挙動の相違から検討を行った。

4.2.1 ピーニング効果と疲労寿命特性

表面粗さ まず表面粗さに着目した。試験片表面粗さの測定結果を表 2 に示す。S30 という微細なショット粒を用いることで表面性状の悪化を抑える事が可能と思われたが、SP(0.3) 材は SP(0.8) 材に比べて R_{max} （最大粗さ）、 R_z （十点平均粗さ）とも約 $10\mu m$ ほど低い程度であった。

硬さ分布 次に表面層近傍の硬さ分布について測定を行った。硬さ分布の測定は試験片中央部横断面を測定対象とし、0.098N、25sec の負荷条件にて行った。得られた硬さ分布を図 11 に示す。全ての試験片において表面層の組織硬さが試験片中央部に比べて僅かに高くなった。NP 材に関しては試験片表面仕上げ時に導入された加工硬化層、SP 処理材に関してはその加工硬化層に加えて SP 処理による加工硬化層が付与されている

Table 2 Surface roughness of all specimens.

	Ra	Rmax	Rz
AC4CH	0.8	3.0	2.0
SP(0.8)	13.6	75.6	62.8
SP(0.3)	11.3	65.5	52.5

Ra : Center line average

Fig.11 Vickers hardness distributions

ものと思われる。しかし、試験片の種類によらず硬さ分布はほぼ同一となった。アルミニウム合金は比較的軟質な材料であり、fcc 構造であることから大きな加工硬化を起こしにくく、SP 処理を施しても通常の炭素鋼などのような大きな硬化層を形成しないためと思われる。その結果、鋳造欠陥が起点とならない SP(0.3) 材と SP(0.8) 材の疲労寿命特性に差が認められないものと思われる。また岩室らも加工により組織硬さを向上させても疲労試験結果には影響しないと報告している²⁰⁾。

残留応力 次に X 線法を用いて圧縮残留応力の測定を行った。測定は岩室らの測定条件に準拠して行い、Cr-K α 線を用いて (222) 面を測定面とした²⁰⁾。応力定数には $93.8 \text{ MPa} \cdot \text{deg}$ を採用した。残留応力測定は SP(0.8) 材を対象としたが、表面性状が悪いため、表面層を半径で $100\mu m$ 研磨したものを用いた。その結果、表面層近傍には約 120 MPa の圧縮残留応力が存在していることが確認された。表面層を研磨しなくてもこれと同等かこれ以上の圧縮残留応力が生じているものと思われる。発生する残留応力の大きさは組織硬さと良い相関があることから、NP 材、SP(0.3) 材においても同程度の残留応力が生じているものと思われる。

4.2.2 疲労き裂進展挙動 き裂進展特性を比較するため、レプリカ法を用いて表面き裂の観察を行った。レプリカ法には全て L 材を使用し、SP(0.3)、SP(0.8) 材については、表面粗さによりき裂観察が困難であるために表面層を半径で約 $100\mu m$ 研磨したもの（以後 SP-P(0.3) 材、SP-P(0.8) 材と称す）を使用した。この試験片は残留応力測定に使用したものと同一試料である。なお疲労試験は 160 MPa と 200 MPa の負荷応力振幅で行ったが、表面研磨による疲労寿命の影響は認められなかった。得られた SP-P 材の微小き裂進展速度と Raju らの方法で算出した応力拡大係数範囲の関係を図 12 に示す²⁰⁾。なおこの図では圧縮残留応力の影響を考慮していない。硬さ分布が全ての材料でほぼ同一であることを考える

Fig.12 Crack propagation rate

と、残留応力の影響もほぼ同程度であると考えられるからである。図12よりSP-P(0.3)材とSP-P(0.8)材のき裂進展特性には大きな差異は認められないが、両者はNP材と比較して高 ΔK 領域よりもむしろ低 ΔK 領域における微小き裂進展速度の遅延が顕著である。このことからSP材の疲労寿命改善は、疲労き裂発生寿命の遅延と微小き裂進展の遅延にあるといえる。また低 ΔK 領域において、NP材では表面疲労き裂先端が共晶Si粒子集合部に達したときに見かけ上表面き裂が停留し、き裂進展速度が落ち込むのに対して⁹⁾、SP-P両材ではき裂進展速度の落ち込みが認められない。これはSP処理による表面組織の微細化に起因するものと思われる。

4・2・3 疲労寿命特性の向上について 過去の研究からアルミニウム鋳造合金の寿命特性は、き裂発生寿命に大きく影響を受け、また結晶粒の大きさに大きく影響を受けることが分かっている。そこで前報で調査した半凝固ダイカスト法により得られたAC4CH相当材（以後SLダイカスト材と称す）の結晶粒のすべりを起点する場合の疲労寿命特性とSP材について比較を行った⁹⁾。図13に比較結果を示す。SLダイカスト材の疲労寿命特性はSP(0.8)材と比較して僅かに短寿命側である。組織の粒状化にともなうき裂発生寿命の遅延、ならびにき裂進展抵抗の増大によって疲労寿命特性を改善するSLダイカスト材と比較してSP材の疲労寿命が上回ったことは、前項で述べたき裂進展速度の遅延以上にSP処理によるピーニング効果、特に表面組織の微細化が表面のすべりを抑制することによるき裂発生寿命の遅延が疲労寿命特性に大きく関与していることを示すものである。

5. 結 言

(1) SP処理によってアルミニウム鋳造合金の高サイクル疲労特性、特に疲労寿命特性が大幅に改善される。しかし試験片に比較的大きな鋳造欠陥が内在する

Fig.13 S-N curves (Compare SP treated material with SL materials).

場合、ショット粒径の寸法によっては必ずしも疲労特性が改善されるとは限らない。

(2) SP処理による疲労特性改善、特に疲労寿命特性の改善は、SP処理による一般的なピーニング効果（硬さの向上、圧縮残留応力付与）ではなく、鋳造欠陥寸法縮小の効果が大きい。一般的なピーニング効果は疲労寿命改善にはあまり関与しない。

(3) 未処理材でも鋳造欠陥が材料表面に存在しない場合には、HIP処理材と同等の 10^7 回疲労強度であることから、AC4CH材の 10^7 回疲労強度は鋳造欠陥の有無により支配される。また鋳造欠陥が材料表面に存在しない場合にはSP処理による 10^7 回疲労強度の大幅な向上は望めないが、疲労寿命の改善は可能である。疲労寿命改善の理由はSP処理による表面層の変質、転位密度増加等によるき裂進展速度の遅延に起因する。

文 献

- (1) 塩沢和章, 西野精一, 東田義彦, 孫曙明, 機論, 60-571, A(1994), 663-670.
- (2) 皮籠石紀雄, 西谷弘信, 豊廣利信, 山本直道, 都野徹, 機論, 60-570, A(1994), 358-363.
- (3) 池田勇人, 鳥山寿之, 村上敬宜, 機論, 57-538, A(1991), 1320-1325.
- (4) Suzuki H., Weimin G., Dewa H., Tomota Y., Shibata R. and Ito Y., 'Strength of Ductile Cast Iron and Other Cast Metals', 93, (1993), 202-207, JSME-MMD.
- (5) 小林幹和, 松井利治, 機論, 62-594, A(1996), 341-346.
- (6) 小泉光恵, 西原正夫, 「等方加圧技術-HIP・CIP技術と素材開発への応用」, (1998), 日刊工業新聞社.
- (7) 石井孝彦, 中島和彦, 材料, 43-492(1994), 1030-1036.
- (8) 鈴木秀人, 龔偉民, 伊藤吉保, 柴田良一, 機論, 61-586, A(1995), 1165-1171.
- (9) 久保田祐信, 越智保雄, 石井明, 柴田良一, 機論, 61-591, A(1995), 2342-2348.
- (10) 久保田祐信, 越智保雄, 石井明, 柴田良一, 材料試験技術, 41-1(1996), 42-47.
- (11) Ochi Y., Kubota M., and Shibata R., 'Small Fatigue Cracks: Mechanics, Mechanism and Applications', (1998), 215-222.
- (12) Kubota M., Ochi Y., Ishii A. and Shibata R., Mater. Sci. Res. Int., 4-3, (1998), 193-199.
- (13) 小林俊郎, 新家光雄, 軽金属学会報告書, 34, (1997), 12-19.
- (14) 鷹合徹也, 中山栄浩, 軽金属学会報告書, 34, (1997), 4-11.
- (15) 鈴木秀人, 龔偉民, 永井邦和, 松山健也, 伊藤吉保, 柴田良一, 機論, 61-585, A(1995), 894-899.
- (16) 柴田良一, 金内良夫, 早田智臣, 山根英也, 影山望, 日立金属技法, 13(1997), 71-76.
- (17) 木内学, 塑性と加工, 35-400, (1994), 470-477.
- (18) 難波明彦, 軽金属, 45-6, (1995), 346-354.
- (19) 越智保雄, 畠山敦, 松村隆, 柴田良一, 機論, 66-649, A(2000), 1703-1709.
- (20) 本間恒夫, 日本金属学会会報, 6(1967), 770-782.
- (21) 岩室茂, 小長哲朗, 猿木勝司, 35-394, (1986), 731-736.
- (22) Wang S., Li Y., Chang X., Yang Y., Yao M. and Wang R., Metal Materials, 2-2, (1996), 93-96.
- (23) 竹内勝治, 佐々木光三, 山盛浩, 材料, 15-154, (1966), 492-498.
- (24) Tyler D., Metal Materials, 4-11, (1988), 972-673.
- (25) 越智保雄, 関野健, 岡崎尚平, 松村隆, 機論, 65-638, A(1999), 2086-2091.
- (26) Raju, I. S. and Newman, J. C. Jr., Eng. Fract. Mech., 11(1979), 817-829.