



高性能鍛造ピストン用アルミニウム合金の機械的性質

Mechanical Properties of Aluminum Alloys for High-performance Forging Pistons

小池 俊勝 Toshikatsu Koike ●研究開発センター応用プロジェクト開発室

Abstract

A continuous cast aluminum alloy, AFC12 (Al-12Si-4Cu-0.5Mg) and powder metallurgical aluminum alloys, AFP10 (Al-10Si-5Fe-1Cu-0.5Mg-1Zr) and AFP20 (Al-20Si-5Fe-1Cu-0.5Mg-1Zr) were developed for high-performance forging pistons. Their mechanical properties at room temperature to 623K, corresponding to the temperature range in the practically working piston, were investigated in comparison with a conventional cast-piston alloy, JIS AC8A aluminum alloy. The mechanical properties were measured after forming under the condition for the piston forging. Room temperature hardness of the AFP10 and AFP20 changes scarcely even after exposition at the elevated temperatures. The AFP20 has higher tensile strength, proof stress and fatigue strength than the AC8A at whole temperature range investigated, while those of the AFC12 are higher than those of the AC8A at a temperature below 423K. It is concluded that the forging pistons of the AFC12 and AFP20 are expected to improve their performances at a low and whole working temperature ranges, respectively.

要旨

高性能鍛造ピストンのための連続鋳造アルミニウム合金 AFC12 (Al-12Si-4Cu-0.5Mg)、粉末アルミニウム合金 AFP10 (Al-10Si-5Fe-1Cu-0.5Mg-1Zr)、AFP20 (Al-20Si-5Fe-1Cu-0.5Mg-1Zr) を開発した。各材料にピストン鍛造に相当する加工を付与した後に、ピストン使用温度域、すなわち室温から 623K における機械的特性を調べ、従来の鋳造ピストン合金 JIS AC8A アルミニウム合金の結果と比較した。AFP10 と AFP20 の加熱保持後の室温硬さ変化はほとんどない。AFP20 はすべての温度域において、また AFC12 は 423K 以下の温度域で AC8A に比べて高い引張強度、耐力、疲労強度を示す。以上の結果より、AFC12 を使った鍛造ピストンは低温域の、AFP20 を使った鍛造ピストンはすべての温度域において、それぞれ高性能化が期待できる。

1 はじめに

エンジンの高出力化と燃費改善、排気ガス・騒音低減を高いレベルで満足させるため、ピストンにもより一層の軽量化と耐久性向上が要求されている。1920 年代にドイツで開発された Al-Si 系ピストン合金は、熱膨張係数が小さく、鋳造性が良好であることから、本合金を使った金型鋳造ピストンが高性能エンジン用ピストンにも主流で使われてきた¹⁾。しかし、金型鋳造ピストンは厳密な品質管理を行っても内部欠陥を皆無にはできないことや、鋳造性を阻害するような鉄、ニッケル等の耐熱性向上元素^{2),3)}を多くは添加できないことなどから、今以上にピストンの高機能化を行うには製造技術上の制約が多い。ダイカストや溶湯鍛造なども含め、今以上のピストンの軽量化、耐久性向上を行うには、鋳造ベースの技術で

は限界に達していると思われる。

一方、Al-Si 系ピストン合金は一般に鍛造性が悪く、結果的にコスト高になるとされ、量産ピストンの成形法として鍛造はほとんど使われていなかった。しかし最近、Al-Si 系ピストン合金を使って効率よくピストンの成形を可能にする新しい鍛造技術が実用化され⁴⁾、量産高性能エンジンへの鍛造ピストンの適用が今後一層広がるものと期待される。鍛造に使われる Al-Si 系ピストン合金素材としては、A4032 アルミニウム合金の押出素材が開発されている他に、より低コストで生産が可能な連続鋳造アルミニウム合金素材 (以下、連鋳材) や、より高強度の素材が可能な急冷凝固アルミニウム合金粉末押出し素材 (以下、粉末材) が候補として考えられる。Al-Si 系の連鋳材や粉末材は現在までにコンプレッサ部品⁵⁾ やシリンダライナ⁶⁾ など、主に耐摩耗性を要求されるアルミニウム部品に実用化例がある。しかし、これらと比べて使用環境のきびしい高性能エンジン用ピストン素材としては、室温から高温までの広い温度域で強度と延性をバランスよく備えていることが要求される。

Al-Si 系の連鋳材や粉末材を高性能エンジン用鍛造ピストンに使用することを目的として、その諸特性を検討した報告は今までには見当たらない。今後、鍛造ピストンを広く実用化するためには、その特長を十分に生かした素材の選定が必要となり、鍛造加工性と同時に鍛造後のピストンとしての特性を十分に把握することが重要である。本研究では、そのような観点から新たに開発した Al-Si 系の連鋳材と粉末材について、鍛造ピストンに相当する変形付与後のピストン使用温度域における機械的性質の測定を行い、従来のピストン用金型鋳造アルミニウム合金素材 (以下、金鋳材) である JIS AC8A アルミニウム合金素材との比較検討を行った。

2 実験方法

Fig.1 にピストン各部の名称を示す。4 ストロークガソリンエンジンの高負荷運転時にピストン頭部は 523 ~ 623K、ランド部は 523K 程度、ピンボス部、スカート部は 423K 程度まで温度上昇することが知られている⁷⁾。エンジン回転数 6,800rpm で 360ks 連続運転するという 4 ストロークガソリンエンジンの耐久試験条件を想定して、ピストンの使用温度域における硬さ変化、引張特性、疲労特性について測定を行った。

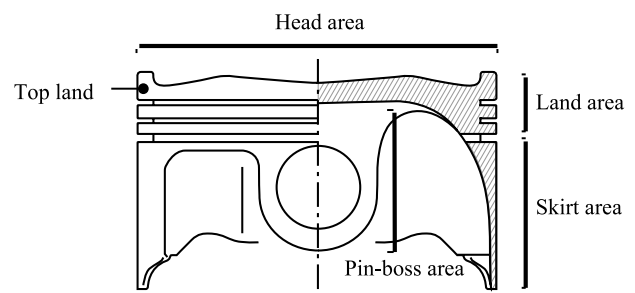


Fig.1 Schematic view of a 4-cycle engine piston

2.1 供試材料

実験用素材として連鋳材 (AFC12) と粉末材 (AFP10、AFP20) を用意した。また、比較材として金鋳材 (AC8A) を用意した。各合金の化学成分を Table. 1 に示す。連鋳材 (AFC12) には Al-Si 系鋳造合金に添加して強度向上効果が報告されている

Table.1 Chemical compositions of prepared alloys

Alloy	Si	Fe	Cu	Mg	Mn	Ni	Cr	Zr	SiC	Al
AFC12	11.5	0.2	3.9	0.4	0.18	-	0.12	-	-	bal.
AFP10	9.8	2.1	1.0	0.45	-	-	-	1.0	-	bal.
AFP20	19.7	5.0	1.0	0.5	-	-	-	1.0	-	bal.
AC8A	11.8	0.2	1.0	1.3	-	1.2	-	-	-	bal.

Cu⁸⁾ が多く添加されている。粉末材は、Si 量の影響を調べるために、10mass% (AFP10) と 20mass% (AFP20) の二種類とした。これらの合金には Al-Si 系急冷凝固粉末合金に添加して強度向上効果が報告されている Fe⁹⁾ が 5mass% と、Zr^{10),11),12),13)} が 1mass% 添加されている。粉末法による Al-Si 系合金では、晶出する Si 粒子が微細になりすぎて使用条件によっては十分な耐摩耗性を得ることができない¹⁴⁾ ため、耐摩耗性を補う方法として 2mass% 程度の SiC 添加が有効である¹⁵⁾ とされている。従って、ピストン合金としてもセラミック粒子の複合化の可能性が考えられる。そこで、SiC 粒子添加による強度特性への影響についても調べるため、平均粒径 5 μm の SiC をそれぞれに 2mass% 添加した粉末押出し素材 (AFP10SiC、AFP20SiC) も用意した。

それぞれの供試材料の作製工程を Fig.2 に示す。連铸材 (AFC12) はマイクロ偏析の改善を目的として铸造後の丸棒(φ80)に均質化处理(763K に 21.6ks 加熱保持後炉冷)を施した。粉末材 (AFP10、AFP20) は 150 μm 以下に分級したエアアトマイズ合金粉末を原料粉末とし、外径 φ80 の丸棒へ熱間押出した。各素材について、ピストンに鍛造成形して使用した場合を想定して、丸棒 (φ80) から切り出した円筒ビレット (φ60) を 703K に 3.6ks 加熱保持した後、φ20 の丸棒へ熱間押出し鍛造して供試材料とした。この時の鍛造比 (断面積比) は 9 であり、ピストンのピンボス部の鍛造比に相当する。比較材の金铸材 (AC8A) は JIS 舟形金型に铸造した試料から φ20 の丸棒を削り出して供試材料とした。すべての供試材料は T7 処理 (溶体化処理:763K に 14.4K に加熱保持後水冷、過時効処理:473K に 14.4ks 加熱保持後空冷) を施した後に、試験片形状に機械加工した。

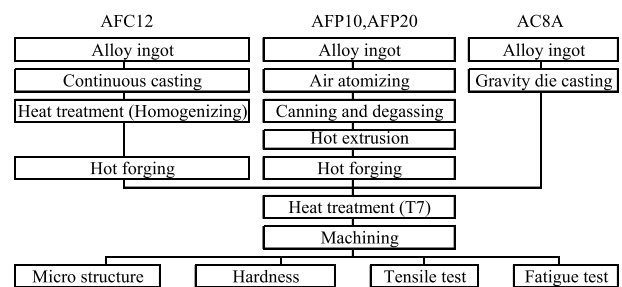


Fig.2 Fabrication process of AFC12, AFP10, AFP20 and AC8A alloys and experimental procedure

2.2 ミクロ組織観察

各供試材料のミクロ組織の観察を光学顕微鏡により行った。連铸材、粉末材については鍛造によるミクロ組織の変化についても調べるため、鍛造前の素材のミクロ組織観察も併せて行った。観察はいずれも円筒横断面の中央部で行い、エッチングはケラー液を用いた。

2.3 等温加熱処理後の硬さ変化

ピストンの使用温度域における機械的特性の安定性について調べるため、等温加熱処理後の室温硬さの測定を行った。各供試材料を厚さ 7mm の円板状に切断したものを試験片として用いた。ソルトバス中で 423K、523K、623K の各温度にそれぞれ 360ks 加熱保持した後、室温まで空冷した試料の硬さをロックウェル硬度計を用いて測定した。測定は 1 試料につき各 3 点行い平均値を求めた。

2.4 引張試験

ピストンの使用温度域における静的な強度特性について調べるため、室温、423K、523K、623Kにおける引張試験を行った。試験片の形状を Fig.3 に示す。試験は加熱保持用電気炉を装備したインストロン 1185 試験機を用いて、初期ひずみ速度 $5 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$ で行った。高温における試験では、エンジンの耐久試験時間 360ks 加熱保持による強度低下を考慮にいれて、あらかじめソルトバス中で各試験温度に 360ks 試験片を加熱保持した後、試験機にセットし試験を開始した。各温度で2回ずつ試験を行い、引張強度、0.2%耐力、破断伸びの平均値を求めた。

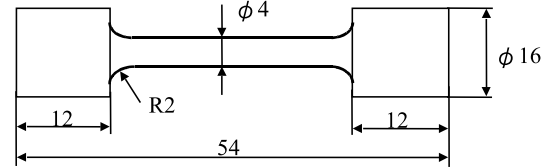


Fig.3 Specimen for tensile test

2.5 疲労試験

エンジン運転中にピストンリング、ピストンピン、シリンダー壁からそれぞれ繰り返し荷重がかかるランド部、ピンボス部、スカート部の使用温度域における動的な強度特性について調べるため、室温、423K、523Kにおける疲労試験を行った。試験片の形状を Fig.4 に示す。試験は加熱保持用電気炉を装備した

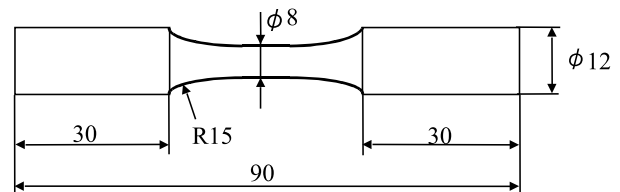


Fig.4 Specimen for fatigue test

小野式回転曲げ疲労試験機を用いて行った。4 ストロークガソリンエンジンにおいてはエンジン回転 2 回に 1 回の割合で燃焼室内で爆発がおこる。エンジン回転数 6,800rpm の場合には 1 秒間に 57 回の頻度でピストンに爆発負荷がかかることから疲労試験の繰り返し速度は 57Hz とした。また、ピストンは往復運動をしており、同じ大きさの応力が正反対の向きに繰り返し発生すると考えられるため応力比は -1 とした。高温における試験では、引張試験と同様にあらかじめ各試験温度に 360ks 試験片を加熱保持した後、試験機にセットし試験を開始した。同一試験温度で 6 水準の応力値を設定し 1 応力水準あたり 2 回の試験を行った。測定データをもとに描いた S-N 曲線上から繰り返し数 2×10^7 回の時間強さを求めて疲労強度とした。アルミニウム合金の場合、繰り返し数 10^7 回の時間強さを疲労強度とするのが慣例となっているが、本研究においてはエンジン耐久試験条件（繰り返し速度 57Hz、時間 360ks）に相当する繰り返し数 2×10^7 回の時間強さを疲労強度とした。

3 実験結果および考察

3.1 ミクロ組織

Fig.5 に、連铸材 AFC12 の (a) 鍛造前素材と (b) 鍛造後、粉末材 (c) AFP10 と (d) AFP20 の鍛造後、そして (e) 金铸材 AC8A のミクロ組織を示す。連铸材の鍛造前素材 (a) のマトリックスはデンドライト状の α と粒径 $5\mu\text{m}$ 程度の共晶 Si からなっており、粒径 $20\mu\text{m}$ 程度の初晶 Si と $10\sim 30\mu\text{m}$ の大きさの金属間化合物も観察される。鍛造後の (b) ではデンドライト状の α は観察されず、 α 中に共晶 Si が均一に分散したマトリックスになっている。金属間化合物は $10\mu\text{m}$ 以下の大きさになっている。初晶 Si の粒径は鍛造前 (a) とほぼ同じであるが、デンドライト状の α や金属間化合物は鍛造時のせん断変形によって分断されたと考えられる。

粉末材は鍛造前後でミクロ組織に差が見られず鍛造前も (c)、(d) と同様のミクロ組織であった。(c)、(d) 共に α マトリックス中に粒径 $1\sim 5\mu\text{m}$ の微細な Si 粒子が均一に分散した組織となっている。Si 粒子以外に、Al-Fe 系の化合物粒子も分散していることが EPMA による分析の結果確認された。Si 添加量の多い (d) AFP20 では、Si 粒子が AFP10 より多量に分散している。(e) のマトリックスはデンドライト状の α と共晶 Si から成っている。 $10\sim 20\mu\text{m}$ の大きさの金属間化合物もみられるが、初晶 Si は観察されない。

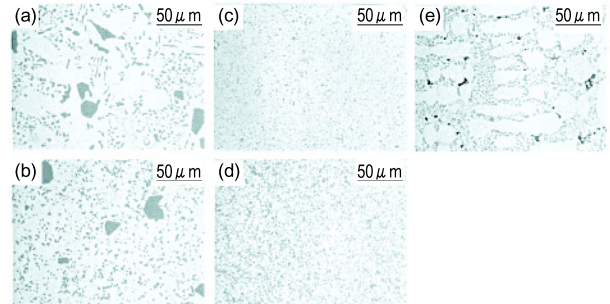


Fig.5 Microstructures of (a) AFC12 before forging, (b) AFC12 after forging, (c) AFP10 after forging, (d) AFP20 after forging and (e) AC8A as cast

3.2 等温加熱処理による硬さ変化

各鍛造材および金铸材を等温加熱処理した後の硬さ変化を Fig.6 に示す。加熱処理をしない T7 処理のままの室温硬さは、粉末材 AFP20、連铸材 AFC12 の順に高く、粉末材 AFP10 と金铸材 AC8A はほぼ同等の硬さである。そして 423K の加熱保持においては、いずれもほとんど硬さの低下はみられない。加熱保持温度が 523K 以上になると、AFC12 と金铸材 AC8A では大幅な硬さの低下が見られ、両者の硬さの差も少なくなる。連铸材と金铸材の主たる強化の機構は Cu、Mg 添加による時効硬化であるため、時効温度 (473K) 以上の温度域では急速に軟化するものと考えられる。AFC12 は AC8A に比べて Cu の添加量が多いため、時効温度よりも低い温度においては高い硬さを示すと考えられるが、時効温度以上では θ' 相の粗大化に伴って硬さが低下すると共に、両者の差が少なくなると考えられる。

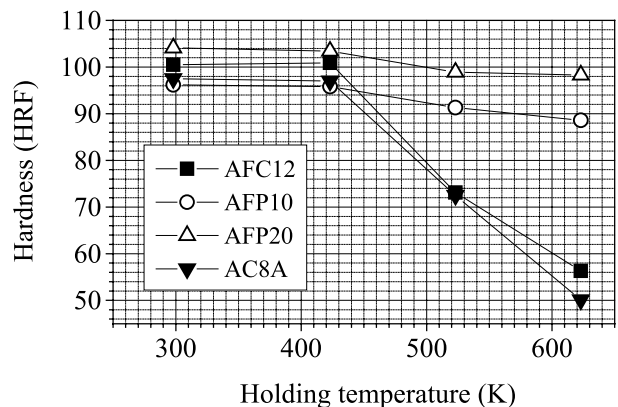


Fig.6 Hardness at room temperature after exposition for 360ks at various temperatures

一方、粉末材の AFP10、AFP20 では、処理温度 523K 以上においても硬さの低下はごくわずかである。

粉末材においては主たる強化のメカニズムは急冷凝固およびその後の冷却過程で生成した準安定な微細化合物による分散強化であると考えられる。急冷凝固した Al-Fe および Al-Fe-Zr 合金における Al-Fe 系の準安定相は、623K 以下の温度域ではほとんど成長粗大化しない¹¹⁾ という報告がある。このことは上述の硬さの変化と対応するものである。粉末材において、623K までの加熱保持によっても大きな硬さの低下が認められないことは、ピストンの使用温度域において組織、すなわち機械的性質が安定していることを示しており、ピストンの信頼性や耐久性の向上につながると考えられる。

3.3 引張特性

室温から 623K における引張強度、耐力の測定結果を Fig.7、Fig.8 にそれぞれ示す。引張強度と耐力は同様の傾向を示しており、連鑄材 AFC12 と金鑄材 AC8A を比べると、前項の硬さと同様に、室温、423K においては AFC12 が 20 ~ 30% 高いものの、523K、623K においてはほぼ同等である。423K 以下において AFC12 が AC8A に比べて高い強度特性を示すのは、Cu 添加による時効硬化の増大によるものと考えられる。そして 523K 以上の温度域では、過時効によって時効の効果がほとんどなくなるため両者の差もなくなるものと考えられる。

粉末材について、AFP10 は室温において AC8A よりもかなり高い引張強度、耐力を示しているが、423K 以上ではその差はわずかである。また、連鑄材 AFC12 と比べると、室温、423K では AFC12 の方が強度特性が高いものの、523K 以上では僅かであるが AFP10 の方が高くなる。一方 AFP20 は室温から 623K までのすべての温度域において、他の材料よりも高い引張強度耐力を示している。特に 523 ~ 623K の高温域においては AC8A に比べ 30% 程度高い引張強度、耐力を示している。粉末材の強度向上の主な要因は、マトリックス中に微細に析出している金属間化合物の分散強化によるものである。AFP20 は AFP10 に比べて Si 添加量が多く、分散強化に寄与する微細析出物の量が多いため、AFP10 に比べて高い強度を示すものと考えられる。

前述のように、高負荷運転時におけるエンジン各部の温度上昇を考えると、室温 ~ 423K において金鑄材よりも 20 ~ 30% 高い引張強度、耐力を示す連鑄材を鍛造ピストンの素材とする場合、ピンボス部、スカート部の基本肉厚を 20 ~ 30% 低減できると考えられる。高性能エンジンでは軽量化のためスカート部長さを短くする傾向にあるが、過度に短くするとガイド機能を悪化させ、燃焼ガスのシール性や騒音などが悪化する。従ってスカート部の軽量化のためには強度の高い素材で薄肉化することが有効である

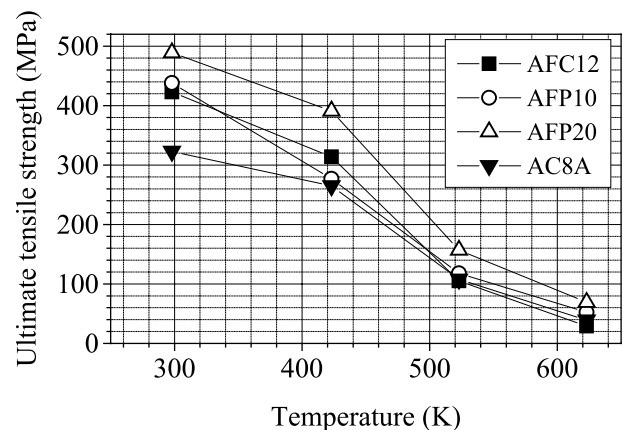


Fig.7 Ultimate tensile strength at various temperatures

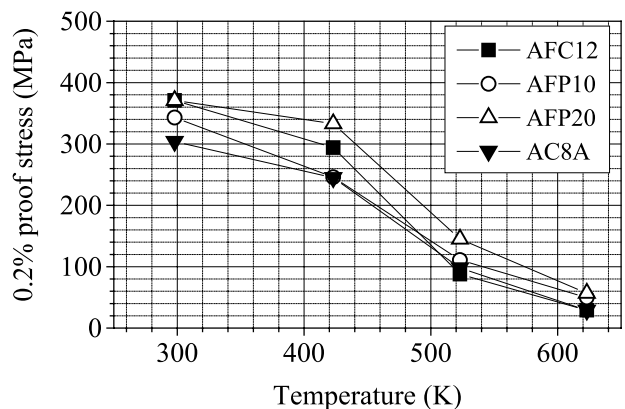


Fig.8 0.2% proof stress at various temperatures

と考えられる。さらに、粉末材 AFP20 を素材とする場合には、ピストン頭部やランド部の基本肉厚も AC8A と比べて約 30% 低減でき、ピストン全体の軽量設計が可能になる。

Fig.9 に室温から 623K における伸びの測定結果を示す。金鑄材に比べて強度特性の高い連鑄材や粉末材は、伸び特性にも優れていることが分かる。特に室温、425K において金鑄材の伸びが 1% 程度であるのに対して、連鑄材や粉末材は 3% 以上の伸びを示している。この理由としては、連鑄材は鍛造によりデンドライト組織が微細化されていること、粉末材では鍛造前から組織が非常に微細であることが考えられる。室温、425K においてある程度の伸びがある連鑄材や粉末材は、ピンボス部やスカート部の応力集中による破損が金鑄材 AC8A よりもおこりにくいと考えられる。

Fig.10、Fig.11、Fig.12 に SiC を添加した粉末材 AFP10SiC、AFP20SiC の引張強度、耐力、伸びの測定結果を示す。SiC の添加量はわずか 2mass% で、強度特性には大きく影響しないが、むしろ強度特性と共に伸びを多少低下させる傾向がある。粉末材では必要に応じてセラミック粒子を自由に添加し、耐磨耗性の向上を図ることができるのが利点として考えられるが、AFP20 のような高 Si 合金への SiC の添加は、引張強度や伸びを低下させるため成分の最適化をはかる必要がある。

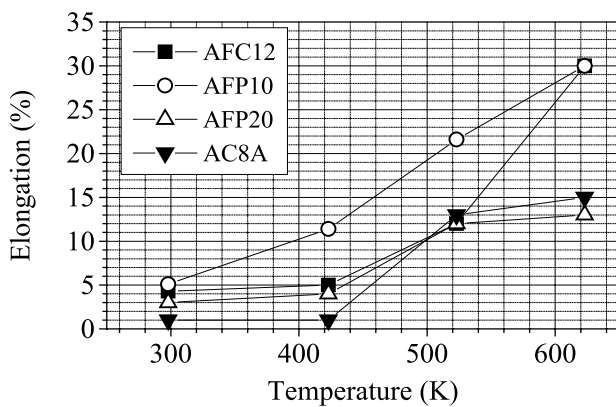


Fig.9 Elongation to failure at various temperatures

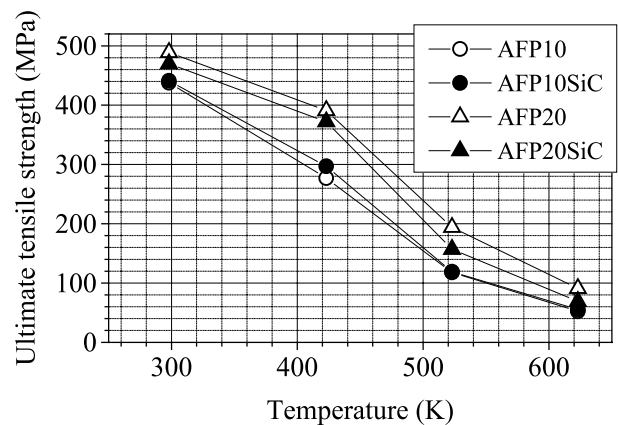


Fig.10 Ultimate tensile strength of SiC added powder alloy at various temperatures

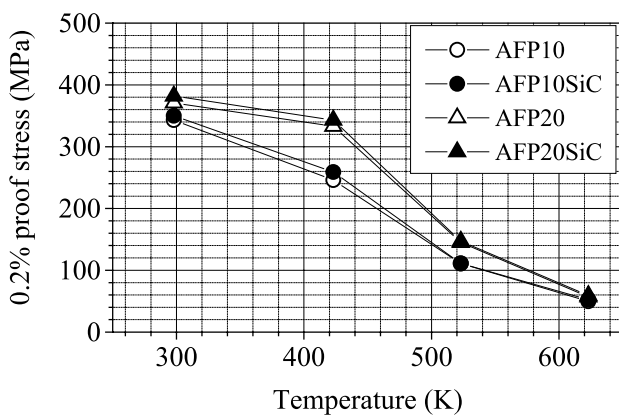


Fig.11 0.2% proof stress of SiC added powder alloy at various temperatures

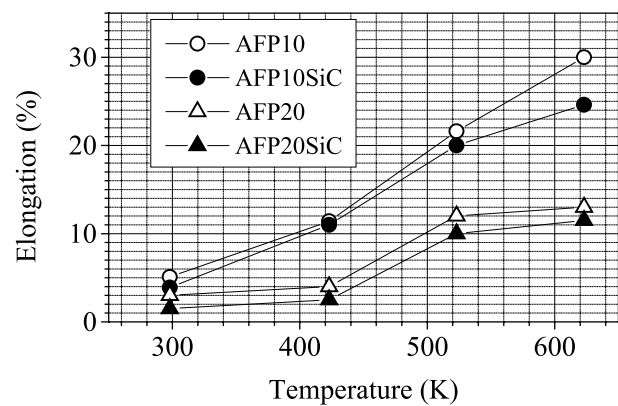


Fig.12 Elongation to failure of SiC added powder alloy at various temperatures

3.4 疲労特性

Fig.13 に連鑄材 AFC12 および粉末材の室温、423K、523K における疲労強度を金鑄材 AC8A と比較して示す。連鑄材 AFC12 の疲労強度は、室温、423K において AC8A に比べて約 30% 高いが、523K においてはほぼ同じ値に低下する。この両者の疲労強度の差は、前述の静的な引張強度の差を反映しており、やはり Cu の時効析出による効果と考えられる。また、鑄物合金においてはデンドライトアームスパーシング (DAS) が小さくなるに従って疲労強度が向上する¹⁶⁾ という報告があり、鍛造によって AFC12 の組織が微細になったことも疲労強度向上に寄与していると考えられる。

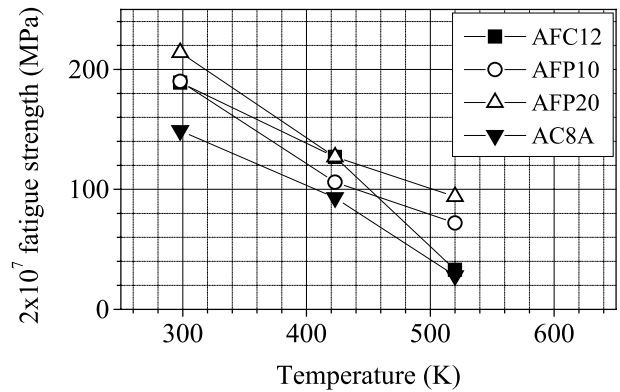


Fig.13 Fatigue strength at various temperatures

粉末材 AFP10 および AFP20 の疲労強度は、室温、423K においては金鑄材 AC8A に比べてやはり 20 ~ 40% 程度高くなる。そして 523K においては連鑄材 AFC12 のように低下することは無く、AC8A に比べて約 130 ~ 170% も高い値を示していることが大きな特長である。粉末材の疲労強度が高い主要因は静的な引張強度の場合と同様に、冶金学的に安定した微細析出物の均一分散によるものと考えられる。さらには、過共晶 Al-Si 合金においては平均 Si 粒子間距離が小さくなるほど疲労強度が高くなる¹⁷⁾ ことが報告されており、粉末材では Si 粒子が微細に分散していることも寄与しているものと考えられる。

動的強度の観点からみても、連鑄材 AFC12 を鍛造ピストンの素材とする場合、ピンボス部、スカート部の基本肉厚を AC8A と比べ 20 ~ 40% 減らすことができる。さらに、ピンボス部においてはピストンピンとの接触部の面圧も 20 ~ 40% 高い応力値を許容する設計が可能になるため、ピストンピンの小径化によって往復慣性質量をさらに低減する効果も期待できる。

粉末材を素材とする場合、疲労強度の向上量に応じたピンボス部、スカート部の肉厚低減はもとより、さらに高温となるランド部の基本肉厚を、金鑄材 AC8A と比べ AFP20 で約 170%、AFP10 でも約 80% と大幅に減らすことが期待できる。さらに、ランド部におけるトップランド幅の短縮はデッドボリュウム (トップランド、シリンダ壁、トップリング間で形成される燃焼に寄与しない無効容積) を小さくし、不完全燃焼により生成する排気ガス中の HC の低減効果も期待できる。

Fig.14 には SiC 添加粉末材の疲労強度を示す。疲労強度におよぼす SiC 添加の影響はほとんど見られないが、室温における AFP20SiC の疲労強度が AFP20 より約 10% 低くなっている。試験後の試料の破面観察では SiC を起点とするフィッシュアイ破面は観察されなかったが、表面近傍で SiC とマトリックス間に応力集中が生じ、疲労クラックが発生

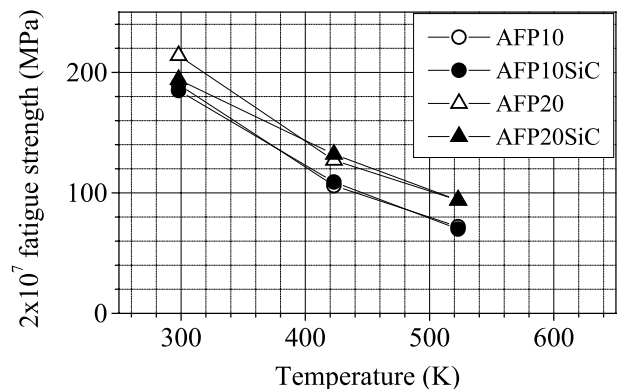


Fig.14 Fatigue strength of SiC added powder alloy at various temperatures

しやすくなっているものと考えられる。AFP20 のような高 Si 合金への SiC の添加は、室温の疲労強度を低下させるため成分の最適化をはかる必要があると考えられる。

4 おわりに

鍛造ピストンに使用することを目的として新たに開発した連続鍛造アルミニウム合金素材 AFC12 と急冷凝固アルミニウム合金粉末押出し素材 AFP10、AFP20 について、鍛造工程も考慮して高性能エンジンピストンの使用温度域における機械的性質の測定を行い、従来の金型鍛造アルミニウム合金素材 JIS AC8A との比較検討を行った。その結果、以下のことが明らかとなった。

- (1) 粉末材は 623K までの温度において等温加熱後の硬さ変化がほとんどなく、ピストンの使用温度域において組織・機械的性質が安定していると予測される。
- (2) 連铸材 AFC12 は AC8A に比べ室温、423K で高い引張強度、耐力、疲労強度を示すが、523K、623K ではほぼ同程度まで低下する。
- (3) 粉末材 AFP20 は室温～623K のすべての温度域で AC8A に比べて高い引張強度、耐力、疲労強度を示し、623K でも強度特性の低下が少ないことが大きな特長である。
- (4) 2mass% の SiC 添加は機械的性質に大きくは影響しないが、Si 量の多い AFP20 では引張強度や伸び、そして室温の疲労強度をわずかに低下させる。
- (5) 連铸材の鍛造ピストンでは、スカート部、ピンボス部のような低温部の軽量化と耐久性向上が期待でき、粉末材による鍛造ピストンは、低温部はもちろんのこと、頭部やランド部のような高温部の軽量化と耐久性向上が期待できる。

最後に連铸材の作製に御協力いただいた(株)ショウテック殿、粉末材の作製に御協力いただいた住友軽金属工業(株)殿にお礼申し上げます。

なお、本論文は、軽金属第 51 巻 第 5 号 (2001) に掲載された論文を加筆修正したものである。

■参考文献

- 1) 塩田 亘：軽金属, 21 (1971), 670.
- 2) 小宮山 芳郎, 内田邦彦, 郡市政広：軽金属, 28 (1978), 377.
- 3) J.A.Catherall and R.F.Smart：Metallurgia, 79 (1969), 247.
- 4) 小池俊勝, 山縣 裕：プレス技術, 35 (1997), 71.
- 5) T. Hayashi, Y.Takeda, K.Akechi and T.Fujiwara：SAE Technical Paper No.900407, SAE, (1990).
- 6) E.Koya, Y.Hagiwara and S.Miura：SAE Technical Paper No.940847, SAE, (1994).
- 7) 鈴木吉洋：自動車用ピストン, 山海堂, (1997), 41.
- 8) 山本龍太郎, 田多井 明, 本郷民雄, 友弘一郎：軽金属, 18 (1968), 155.
- 9) 申 熙澤, 菅又 信, 金子 純一：軽金属, 42 (1992), 38.
- 10) M.H.Jacobs, A.G.Doggett and M.J.Stowell：J.Mat.Sci., 9 (1974), 1631.
- 11) 神尾彰彦, 手塚裕康, 鈴木 聡, Than Trong Long, 高橋恒夫：軽金属, 37(1987), 109.
- 12) 山内重徳, 洪江和久, 佐野秀男, 伊藤清文, 犬丸 晋：軽金属, 37 (1987), 704.
- 13) 桜井喜宣, 福島康博, 手塚裕康, 村上 雄, 神尾彰彦：軽金属, 41 (1991), 847.
- 14) 大久保喜正, 洪江和久, 山内重徳, 犬丸 晋：軽金属学会第 73 回秋季大会概要, (1987), 103.
- 15) 大久保喜正, 佐野秀雄, 犬丸 晋：住友軽金属技報, 32 (1991), 102.
- 16) 斎藤莞爾, 竹内勝治：住友軽金属技報, 28 (1987), 193.
- 17) 伊藤清文, 竹島義雄：軽金属学会第 68 回春季大会講演概要, (1985), 103.

●著者



小池 俊勝