

断熱黒鉛鑄造法による針状金属間化合物サイズ制御手法を用いた軽量鍛造ピストン用材料の開発

Development of Lightweight Forged Piston Material by Controlling Needle-type Intermetallic Compound Size Using Carbon Mold Continuous Casting Method

藤井 秀紀*
Hidenori FUJII
出口 寿明*
Toshiaki DEGUCHI

岡 知生*
Tomoo OKA
村上 浩隆*
Hirotaka MURAKAMI

米山 正樹*
Masaki YONEYAMA

要 旨

ピストン材料への遷移金属の添加は高温強度の向上に有効な手段である。しかしながら遷移金属の添加は比重の増加と粗大な金属間化合物の晶出による鍛造性の低下という課題があった。これに対し、添加する遷移金属の種類、量及び晶出させる金属間化合物の大きさを制御した新しいピストン材料を開発した。金属間化合物の大きさを制御するため、鍛造用材料の製法を従来の金型鑄造法に対して微細均一な組織が得られる断熱黒鉛鑄造法を採用した。また金属間化合物を構成する元素とその量及び微細化元素の添加により微細な針状金属間化合物を合金中に分散させることで、比重及び鍛造性が従来鍛造材料と同等でありながら高温域の強度を約 50%向上できた。

ABSTRACT

The addition of transition metals to piston materials is an effective method of increasing their strength at high temperatures. However, the addition of transition metals increases specific gravity and promotes the crystallization of coarse intermetallic compounds, reducing forgeability. To respond to these issues, a new piston material has been developed in which the type and amount of the added transition metals and the size of the crystallized intermetallic compounds has been optimized. In order to control the size of the intermetallic compounds, the material is not produced by conventional metal mold casting, but by a carbon mold continuous casting method that enables a fine and uniform structure to be obtained. The optimization of the elements forming the intermetallic compounds and the quantity of these elements added, in addition to the addition of refining elements, to enable dispersion of needle-type intermetallic compounds throughout the alloy, has resulted in the achievement of levels of specific gravity and forgeability similar to those of a conventional forged piston material, while increasing strength at high temperatures by approximately 50%.

1. はじめに

A4032 に代表される鍛造ピストン材料は熱処理による析出強化機構により強度を確保している。300℃の温度域では析出化合物の粗大化により強度が低下する課題があった。そのため、オイルジェットなどの冷却機構によりピストン頂部の温度低下を図っているが、近年のエンジンの高出力化のためオイルジェットによる冷却は限界があり、ピストン頂部の軽量化を図るためには 300℃の温度域の高強度化が必要であった。

今回、アルミニウムマトリックス中に大きさ 3 – 30 μm の針状金属間化合物を分散させることで、従来のピストン材料と同等の比重と鍛造性をもちながら高温強度を増加させた

アルミニウム鍛造材料の開発により、ピストン質量を低減した。本稿では従来の鍛造ピストン材料の課題、開発材料の組織制御と強度向上効果などについて報告する。

2. 鍛造ピストン用材料の開発手法

2.1. 開発材料の強化手法

開発材料と従来の鍛造材料の成分、比重、金属間化合物の大きさ、材料製法を Table 1 に示す。また、Fig. 1 に従来材料(A)と開発材料(B)の組織の模式図を示す。従来材料では、250℃以下の温度域の高温強度の向上のため析出強化機構を採用し^{(1), (2)}、金属間化合物の粗大化による材料特性の低下を防止するため金属間化合物の晶出を抑制する方向

*二輪開発センター

Table 1 Chemical composition, specific gravity, size of intermetallic compound and continuous casting mold of conventional forged piston and developed forged piston

	Chemical composition (mass%)								Specific gravity	Size of intermetal. compound (μm)	Continuous casting mold
	Si	Mg	Cu	Ni	Fe	Zr	Ti	Al			
Developed forged piston material	12	1	1	2	0.6	0.1	0.1	Bal.	2.70	Ave. 8 (3 - 30)	Graphite mold
Conventional forged piston material	12	1	1	1	—	—	—	Bal.	2.69	0	Metal mold

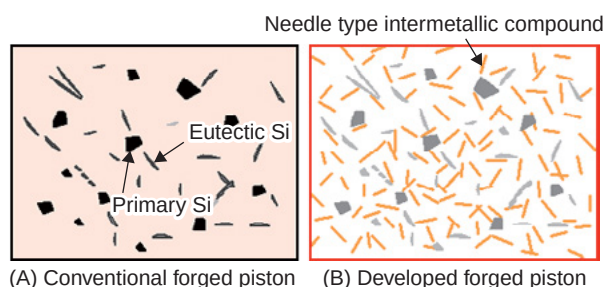


Fig. 1 Schematic illustration of microstructure of conventional forged piston and developed forged piston

にあった。今回、300℃温度域の高温強度の向上をねらうために採用した強化機構は金属間化合物を積極的に利用した分散強化である。分散強化機構における課題は分散第二相の量及びサイズの制御にあり、従来はMMC(Metal Matrix Composite)化が検討されてきた^{(3), (4)}。MMCは金属の母材に、ウィスカなどを強化材として合金中に添加することから強化材の量及び大きさの制御が容易であり、高温強度の向上を得ることができる。しかし、このようなMMCの製造には、複雑な製造工程と特殊な製造設備が必要となる。一方、合金設計により分散強化できれば既存製造プロセスを活用できることから、本開発においては強化材の役割を針状金属間化合物に担わせ、金属間化合物の粗大化による材料特性の低下を防止するためアルミニウムマトリックス中に金属間化合物を微細、均一に分散させる手法の確立をめざした。本開発では材料製造時の冷却速度の制御とその冷却速度に適した合金設計により金属間化合物のサイズの制御を試みた。これにより最小限の遷移金属の添加で金属間化合物を晶出させ、比重が従来の鍛造材料と同等でありながら高温強度を向上させ、かつ、鍛造性を確保することをねらいとした。

2.2. 開発材料に用いた鍛造ビレットの製造方法

アルミニウム合金においてマトリックス中の針状金属間化合物の分散性とサイズを制御するには、製造法に起因する凝固時の冷却速度の制御が重要である。Fig. 2に各種ピストン製法における冷却速度と化合物サイズの関係について示す。一般的にピストンの主製法であるGDC(Gravity die cast)製法は、鋳造性を確保するために冷却速度を遅くする

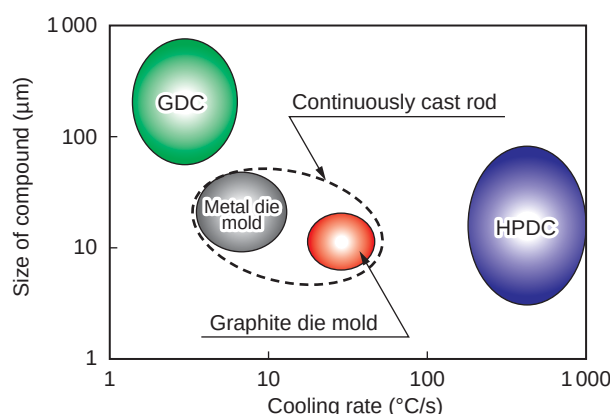


Fig. 2 Relationship between cooling rate of piston material and size of compound

必要があった。このため、少量の遷移金属の添加により粗大な化合物が発生しやすく、金属間化合物を積極的に利用するには限界があった。近年、HPDC製法の冷却速度の速さを利用し遷移金属の多量添加により高温強度を向上したピストンが実用化されている^{(5), (6)}。HPDCピストンは高い生産性を有しているが、鋳造時の速い冷却速度から、マトリックスへの遷移金属の固溶量の増大及び金属間化合物サイズの微小化の傾向が見られる。このため、高温強度を十分向上する量の金属間化合物を晶出させるには遷移金属の多量添加が必要となり、材料の比重が増加してピストンとしての軽量化効果が少なくなるという課題がある。いずれの鋳造法も鋳造性から冷却速度が決定されることから組織の制御には限界がある。これに対して、鍛造用ビレットはピストンの形状成形と材料の凝固が分離されることから冷却速度の選択の自由度が高く、従来着目されていなかったGDCとHPDCの中間の冷却速度域をとることができる。この冷却速度域は、粗大な金属間化合物の影響を最小限にしながらも、マトリックスへの過剰な固溶を抑制できる可能性がある。本領域でより速く安定した冷却速度が得られるように開発材料の鍛造用ビレット製法として断熱黒鉛型連続鋳造製法を採用した。一般の連続鋳造法は金型により造られていたが、金型接触面より冷却が開始するため、外周から徐冷される中心部は冷却速度が遅く、組織が粗くなる傾向があった[Fig. 3 (A)]。断熱黒鉛型を利用することで鋳造材料が直接冷却水で急冷されるため、微細で均一な組織が得られる⁽⁷⁾ [Fig. 3 (B)]。

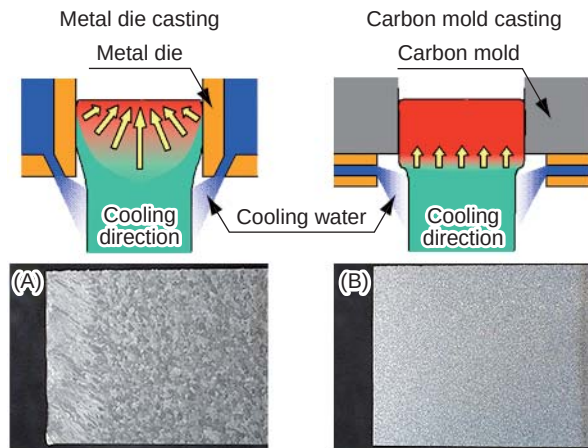


Fig. 3 Schematic illustration of casting method and microstructure of conventional casting material and carbon mold casting material

2.3. 鍛造工程

鑄造製法に対して鍛造製法はニアネットシェイプの成型性に課題がある。このため鍛造工程は一度の加熱、鍛造で成型する 1 H/1 P (1 HEAT, 1 PRESS) 化が望まれた。複数回の加熱、鍛造をおこなうことは、難鍛造材料や複雑形状を成型するためには効果的である。しかしながら、各成型工程での鍛造欠陥を防止するための修正や、複数の型を必要とすることから生産性が低下する。1 H/1 P で成型することにより、高い生産性で安定した品質の鍛造素材を得ることが可能となる。1 H/1 P 成型を実現するためには鍛造ビレットの高温の伸びを従来鍛造材に近づける必要があり、高温強度の向上と共に高温の伸びを確保する合金設計と金属間化合物の制御をめざした。

3. 開発材料の合金設計手法

3.1. ベース合金の決定

ピストン用合金に求められる基本特性を確保するため、主要添加成分である Si, Mg, Cu の添加量を以下のように決定した。

3.1.1. Si 及び Mg 添加量の設定

Si の添加は、初晶 Si の晶出による鍛造性の低下を避けるため共晶点上限の 12 mass% (以下, mass% とする) とした。Mg はクリープ強度の向上に有効であるが、 Mg_2Si の晶出による鍛造時の割れを防止するため 1.0% とした。

3.1.2. Cu 添加量の設定

Cu は Ni との共存により Al-Cu-Ni の三元系金属間化合物が晶出し高温強度に影響を与えることから、Si 12% - Mg 1% 合金における Cu と Ni 添加量が 300°C の高温引張特性に与える影響を調査した。Fig. 4 に Ni 3% に Cu 量を変化させた結果を、Fig. 5 に Cu 1% に Ni 量を変化させた結果を示す。Cu の添加による変化はほとんど見られ

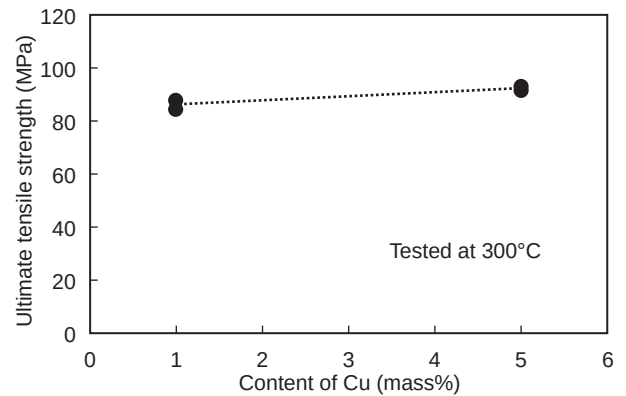


Fig. 4 Effect of Cu addition on tensile strength of Al-Si12-Mg1-Ni3 alloy

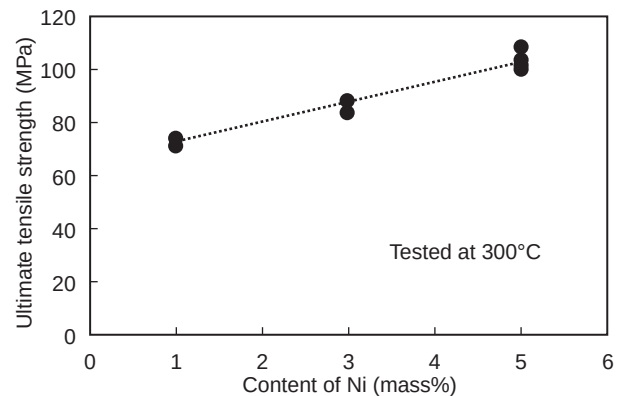


Fig. 5 Effect of Ni addition on tensile strength of Al-Si12-Mg1-Cu1 alloy

ないが Ni の影響が大きいことがわかる。Fig. 6 に Ni 3%, Cu 1% 添加合金の二次電子線像を、Fig. 7 に Ni 3%, Cu 5% 添加合金の二次電子線像を示す。Cu 1% では Al-Ni の針状金属間化合物が晶出するが、Cu 5% では、樹枝状の Y 合金が晶出し針状金属間化合物の晶出を阻害しているため、300°C では Cu 添加による強度向上が見られない。Cu の添加量の増加は材料の比重を増加させることから 250°C までの強度確保に必要最小限の 1% とした。

3.2. 遷移金属の選定

300°C 以上の強度を向上させるには遷移金属の添加が有効な手段であるが、過剰添加は鍛造性の低下と比重の増加を招く。鍛造性と比重の観点から遷移元素の選定のスクリーニングをおこなった。Fig. 8 に Al-Si12-Mg1-Cu1 合金に各種遷移金属を添加し、鍛造前の連続鍛造棒と鍛造後のピストンから採取した試験片の 300°C で 100 時間保持後の高温引張試験結果を示す。A 領域は遷移金属の多量添加により連続鍛造棒の強度は向上するが、鍛造後の強度の低下が大きく、比重の増加に比べて鍛造後の強度向上効果は小さい。これは鍛造時の塑性変形による金属間化合物の破壊が原因である。また Cr, Mn を一定量を越え添加した場合に晶出する塊状の金属間化合物 (Fig. 9) も鍛造後の強度低下を大き

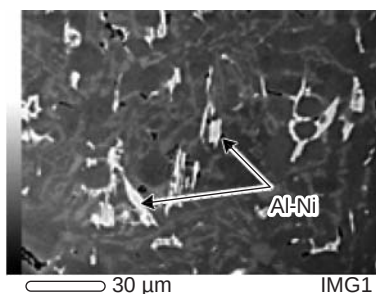


Fig. 6 Microstructure of Al-Si12-Mg1-Cu1-Ni3 alloy

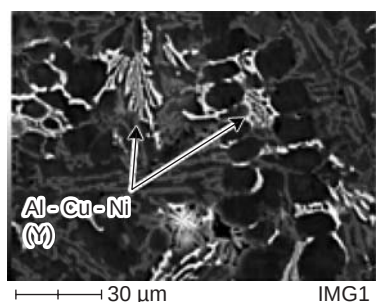


Fig. 7 Microstructure of Al-Si12-Mg1-Cu5-Ni3 alloy

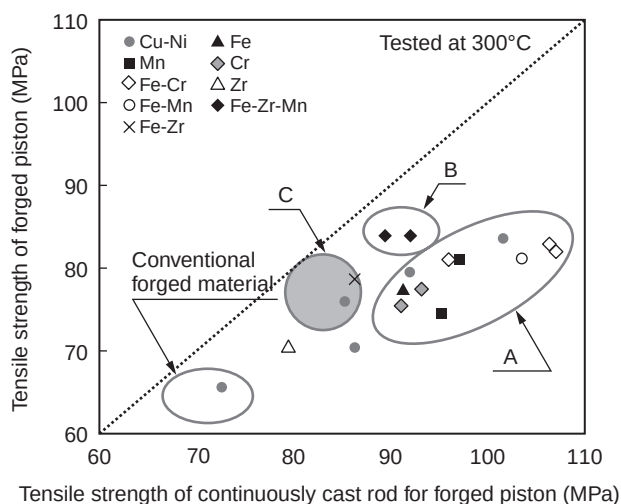


Fig. 8 Tensile strength of continuously cast rod and forged piston

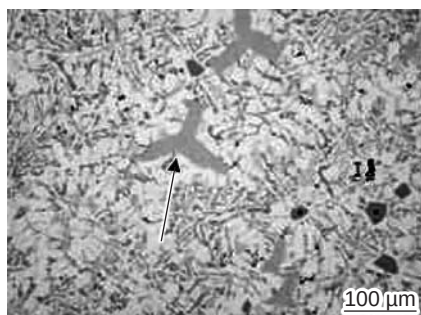


Fig. 9 Shape of intermetallic compound of Mn, Cr added alloy

くする。B領域では粗大な金属間化合物の晶出が見られ、鍛造工程時に割れが発生した。本開発では、鍛造性が良く、比重が小さく、鍛造後の高温強度が高いC領域を目標領域と

して遷移金属を検討した結果、Ni, Feを選定した。従来Niはアルミニウムへの固溶限が小さく金属間化合物の晶出に有効であり合金の熱伝導率への影響が少なく高温強度の向上に有効な元素とされ^{(8), (9)}、スクリーニングにおいても微細な針状金属間化合物による強度向上が認められた。一方、Feは金属間化合物が粗大化させる有害元素として認識され、従来、不純物として規制されていたが、スクリーニングにおいて断熱黒鉛鋳造法の冷却速度域ではFeは必ずしも有害とはならず、微細な針状金属間化合物の晶出により高温強度向上の可能性が見いだされた。このため、本開発においてはFeを高温強度向上の有効元素として積極的に活用しNi, Fe共存合金の可能性を検討した。

3.3. Ni 及び Fe 共存合金の可能性検討

Ni, Fe共存合金の可能性について各元素の添加量と鍛造性及び金属間化合物の晶出状態の関係から検討をおこなった。Al-Si12-Mg1-Cu1合金にNiを単独添加した場合と、NiとFeを同時に添加した場合のピストン形状の鍛造試験結果をFig. 10に示す。Ni単独添加では、4%まで割れ等の発生がなく鍛造が可能である。NiとFeの複合添加では、Ni 2%とFe 0.6%まで鍛造が可能であった。Feの添加量許容量はNiに比べて少ないものの、Ni, Fe共存合金においても鍛造可能領域が見いだされた。次に、組織面から検討する。金属間化合物の晶出状態はNi単体での添加では、添加量2%以上で針状の金属間化合物が晶出し、その大きさは添加量と共に大きくなる。NiとFeを同時に添加した場合はAl-Fe-Ni三元系針状金属間化合物が晶出し、Niの単独添加に比べ金属間化合物の粗大化は促進されるが、一方ではNiに比較してFeは添加重量に対して針状金属間化合物が晶出しやすく比重低減に有利な元素といえる。このため粗大金属間化合物が見られない添加量領域を有効に利用することによって比重低減が可能となる。Fig. 11にNi 5%を単独添加した合金、Fig. 12にNi 3%, Fe 1.0%を添加した合金の粗大金属間化合物を示

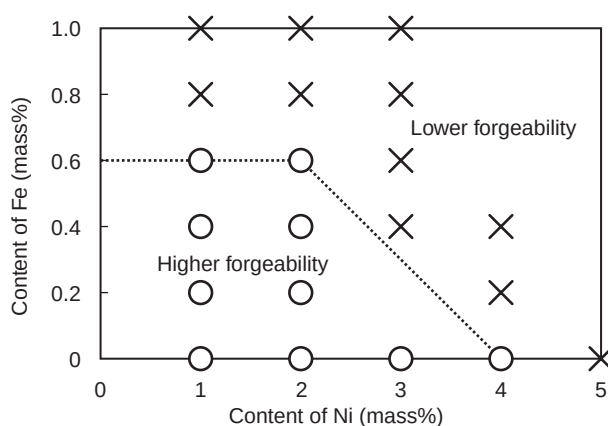


Fig. 10 Effect of Ni and Fe addition on forgeability of Al-Si12-Mg1-Cu1 alloy

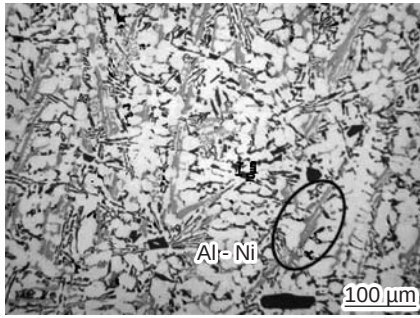


Fig. 11 Microstructure of Al-Si12-Mg1-Cu1-Ni5 alloy

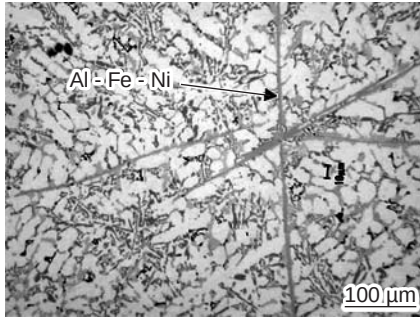


Fig. 12 Microstructure of Al-Si12-Mg1-Cu1-Ni3-Fe1 alloy

す。このような粗大金属間化合物により Ni 単体及び Ni と Fe の複合添加のいずれの合金においても鍛造時の割れが発生しており、組織と鍛造性の相関性は高いことから鍛造性を確保する上で金属間化合物の微細化は重要である。鍛造性見通しがある遷移金属の最大添加量として、Ni 単独添加では比重を考慮し Ni 3% 合金、Ni + Fe の複合添加では Ni 2%-Fe 0.6% 合金とし両者を比較検討した。

4. 針状金属間化合物の大きさと機械的特性

4.1. 微細化元素と針状金属間化合物の大きさ

検討合金の金属間化合物の大きさを制御するため微細化元素の添加手法を採用した。アルミニウム合金において金属間化合物の微細化元素として Ti + Zr や Mn, Cr の添加が知られている⁽¹⁰⁾。今回、これらの微細化元素により金属間化合物のサイズを制御した結果、どのような高温特性が

得られるかを明確にするため検討合金の微細化元素と金属間化合物の大きさの関係を調査した。Table 2 に実験合金と従来材料の成分、比重、針状金属間化合物の平均サイズについて示す。Ni, Fe の複合添加合金へは、Ti + Zr を添加した。Ni 単独添加合金へは、Mn と Cr を添加した。Ni, Fe 複合添加合金に Mn もしくは Cr を添加すると針状化合物が塊状の化合物に変化することから添加はおこなわなかった。いずれも母材は Al-Si12-Mg1-Cu1 合金である。Table 2 から針状金属間化合物を遷移元素と微細化元素の添加量を調整することで金属間化合物の大きさを制御できることがわかる。Ni と Fe の複合添加合金では Ti + Zr の添加が有効であり微細金属間化合物が得られることが確認された。

4.2. 針状化合物の大きさと高温伸び

従来の鍛造材料と同等の鍛造性を得る金属間化合物の大きさを決定するため、金属間化合物の平均サイズと 300℃ における伸びの関係を調査した (Fig. 13)。伸びは金属間化合物の大きさに伴って減少し、従来の鍛造材料が 35% に対して、最も伸びが大きい No.4 合金で 23% である。そこで鍛造時のピレット加熱温度の増加により伸びの向上を図るため、従来材と No.4 合金の 300℃ - 500℃ までの高温での伸びを測定した (Fig. 14)。その結果、従来の鍛造温度である 300 - 400℃ に対しピレット加熱温度を約 50℃ 上げること

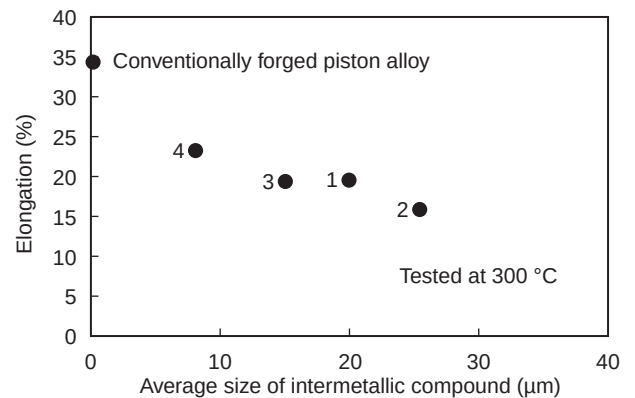


Fig. 13 Relationship between average size of intermetallic compound and elongation

Table 2 Chemical composition, specific gravity and average size of intermetallic compound of tested alloy and conventional alloy for forged piston

	No.	Ni	Fe	Mn	Cr	Zr	Ti	Specific gravity	Average size of intermetallic compound (μm)
Tested alloys	1	3	—	—	—	—	—	2.71	20
	2	3	—	1	—	—	—	2.73	25
	3	3	—	—	0.2	—	—	2.71	15
	4	2	0.6	—	—	0.1	0.1	2.70	8
Conventionally forged piston alloy	1	—	—	—	—	—	—	2.69	0

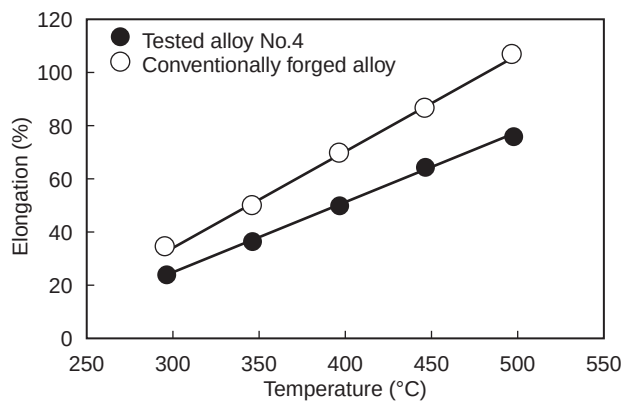


Fig. 14 Elongation of tested alloy No.4 and conventionally forged piston

の鍛造性を確保できることが確認された。一方、金属間化合物の平均サイズが20 μm 以上では伸びの低下が大きく、鍛造工程の増加もしくはピストン形状の制約が発生する可能性がある。十分な鍛造性を確保するには、粗大金属間化合物の抑制だけでなく金属間化合物の平均サイズを20 μm 以下に制御する必要がある。

4.3. 針状金属化合物の大きさと疲労強度

鍛造性の観点からは金属間化合物のサイズは細かいことが望ましいが、一方では十分な高温時の疲労強度が得られない可能性がある。このため金属間化合物の平均サイズと300°Cにおける疲労強度の関係を調査した。Fig. 15 に結果を示す。試験片は鍛造、熱処理後のピストン頂面から切り出して作成した。疲労強度は30 MPaの片振り引張疲労試験で破断までの疲労回数で表した。金属間化合物のサイズが最も小さい平均8 μm の合金No.4においても疲労強度は向上し、金属間化合物のサイズが大きくなっても疲労強度の増加量はあまり変わらない。これは、平均8 μm レベルで十分な強度向上効果が得られることを示している。

4.4. 開発合金の針状化合物

4.2 項及び 4.3 項より充分な鍛造性とピストンとしての

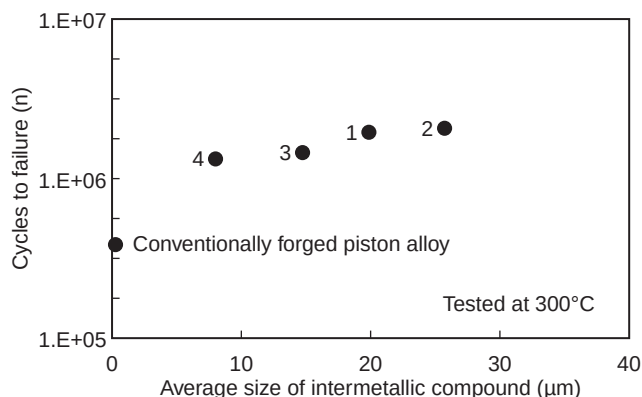


Fig. 15 Relationship between average size of intermetallic compound and cycles to failure

高温強度を両立させる最適な合金としてNi, Fe共存のNo.4の合金を採用した。Fig. 16に開発合金の組織を示す。大きさ3 – 30 μm の針状金属間化合物が分散した組織が観察される。この合金は添加する遷移元素の量を必要最低限とし従来材同等の比重とすることができた。また、本合金はFeを0.6%添加していることから、再生アルミニウムの使用が可能であり、材料のリサイクルにも対応している。

5. 開発材料にて得られた効果

5.1. 高温疲労強度

Fig. 17に開発材料(合金No.4)と従来の鍛造ピストン材料及び鋳造ピストン材料の200°C – 300°Cの実ピストンから採取した試験片による疲労試験結果を示す。開発材料は200°Cの低温から300°Cの高温域まで、従来の鍛造ピストン材料と鋳造ピストン材料を上回る疲労強度が得られた。特に300°Cにおける開発材料の疲労強度は従来の鍛造ピストン材料に対して約50%向上した。

5.2. クリープ強度

高温の環境下で使用されるピストンは、エンジンの運転中クリープによる変形が生じエンジン性能の低下をもたら

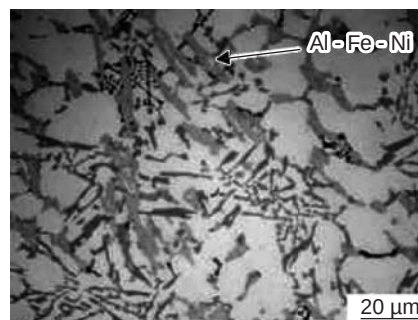


Fig. 16 Microstructure of Al-Si12-Mg1-Cu1-Ni2-Fe0.6-Ti0.1-Zr0.1 alloy

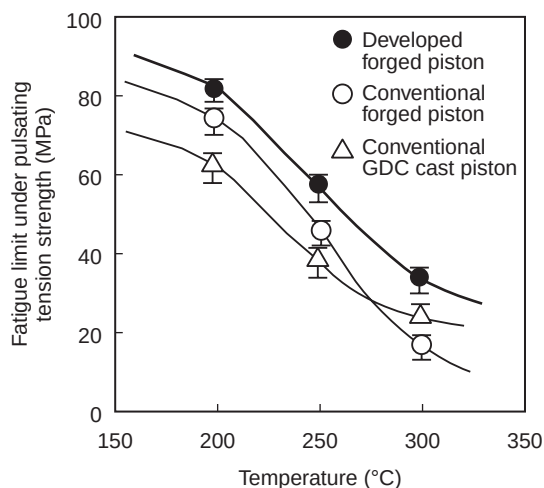


Fig. 17 Pulsating fatigue strength of pistons tested at various temperatures

す場合がある。そのためピストンの軽量化にあたっては疲労強度の向上に加えクリープ特性にも着目する必要がある。Fig. 18に従来の鍛造ピストン材料と開発材料のクリープ強度を示す。試験は鍛造ピストンから作成した試験片に300℃の環境下で 47.8 MPa の応力を加えた時の破断までの時間で評価した。開発材料は従来鍛造ピストン材料に対し 2 倍以上のクリープ強度が得られている。

6. 実機確認

材料単体の試験結果をふまえ、実機での効果の確認をおこなった。確認は水冷直列 4 気筒 998 cm³ エンジンにておこなった。従来ピストンの頂部肉厚を 18% 薄くし、ピンボスのリブを廃止することで 5% の軽量化を図ったピストンを作製し、CAE 解析とエンジン耐久試験をおこなった。Fig. 19 にエンジン耐久試験に使用したピストン形状及び、Fig. 20 に CAE 解析結果を示す。CAE 解析により軽量化したピストンは従来形状のピストンと同等の安全率を有していることがわかる。また従来と同等負荷のエンジン耐久試験で、軽量化したピストンはしゅう動性や寸法安定性などの機能を満足し耐久性に問題はないことが確認された。

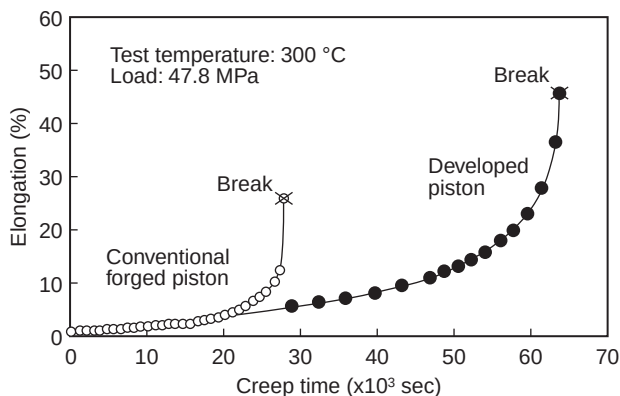


Fig. 18 Creep strength of developed piston and conventionally forged piston

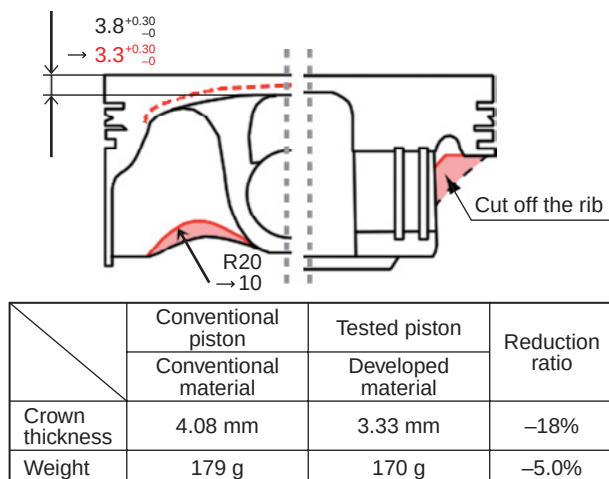


Fig. 19 Schematic diagrams of tested piston and actual crown thickness and piston weight

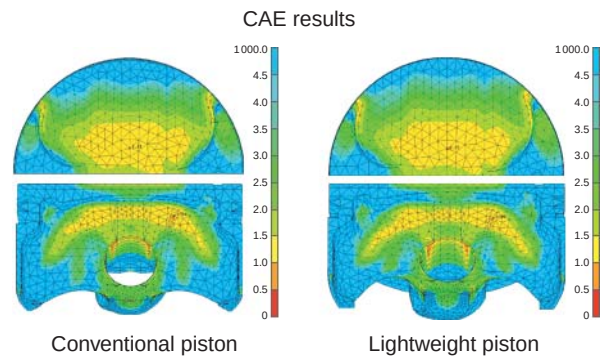


Fig. 20 Fatigue factor of tested piston

7. まとめ

1 ヒート 1 プレス (1H/1P) 鍛造が可能な軽量ピストンの実用化をめざし、冷却速度を制御した断熱黒鉛型連続鍛造法による Al-Si12-Mg1-Cu1-Ni2-Fe0.6 鍛造合金を開発した。

- (1) Zr + Ti の微細化効果により針状金属間化合物のサイズを 3 - 30 μm に制御し、Ni, Fe の添加量を最小限とすることで比重及び鍛造性を従来の鍛造材料と同等にできた。
- (2) 200℃から 300℃まで従来の鍛造及び鍛造材料を上回る高温強度を有し、従来の鍛造材料に対して 300℃で約 50% の高温疲労強度の向上が得られた。

なお、本技術を用いたピストンは 2008 年モデルのスポーツ二輪車 CBR1000RR より量産適用されている。

謝 辞

本技術、部品開発にあたり、御協力を頂きました富山合金株式会社、宮本工業株式会社、本田金属技術株式会社に対し紙面を借りて厚く御礼申し上げます。

参考文献

- (1) Belov, N. A., Eskin, D. G., Avxentieva, N. N.: Constituent phase diagrams of the Al-Cu-Fe-Mg-Ni-Si System and their application to the analysis of aluminium piston alloys, Acta Materialia, Elsevier Ltd., Vol. 53, Issue 17, p.4709-4722 (2005)
- (2) Buha, J., Lumley, R. N., Crosky, A. G., Hono, K.: Secondary precipitation in an Al-Mg-Si-Cu alloy, Acta Materialia, Elsevier Ltd., Vol. 55, Issue 9, p.3015-3024 (2007)
- (3) 山内利夫, 鈴木誠, 高橋昌博, 高田一郎, 戸田昌男: スクイズキャスト法によるホウ酸アルミニウムウイスカ

- 強化ピストンの開発—第2報：造粒ウィスカ複合材料の特性について—, 自動車技術会学術講演会前刷集 981, p.125-128(1998)
- (4) 山下実, 菊池隆司, 川崎昌美：ディーゼルエンジンピストン用高性能 MMC の開発, 自動車技術会学術講演会前刷集 No.91-98, p.9-12(1998)
- (5) Tanihata, A., Sato, N., Katsumata, K., Shiraishi, T., Oda, K., Endo, O.: Development of high-strength piston using die casting process, Journal of Japan Institute of Light Metals, Vol. 57, No. 3, p.131-136(2007)
- (6) Tanihata, A., Sato, K., Furukawa, K.: Development of High-strength Piston Material with Die Casting, Honda R&D Technical Review, Vol.17, No. 2, p.122-128
- (7) Akiyama, H., Amaki, Y., Tohma, K.: Development of Peeling-less Casting Billet for Forged Aluminum Suspension Arm, Honda R&D Technical Review, Vol. 16, No. 2, p.31-36
- (8) Polmer, I. J.: LIGHT ALLOYS Metallurgy of the light metals, Edward Arnold, p.126(1995)
- (9) Catherall, J. A., Smart, R. F. : The Effects of Nickel in Aluminium- Silicon Eutectic Alloys, Metallurgia, Vol. 79, No. 476, p.347(1969)
- (10) Japan Aluminum Association: The Handbook of Advanced Aluminum Technology, Kallos Publishing Co. Ltd., p.131 (1996)

■ 著 者 ■



藤井 秀紀



岡 知生



米山 正樹



出口 寿明



村上 浩隆