

Mg₂Si 析出強化を活用したディーゼル シリンダヘッド用再生塊アルミニウム合金の開発

Development of Secondary Aluminum Alloy for Diesel Cylinder Head
by Mg₂Si Precipitation Strengthening

伊達木 孝 輔*
Kosuke DATEKI

高 木 卓 也*
Takuya TAKAGI

生 友 良 平*
Ryohei IKUTOMO

要 旨

高い熱疲労強度が求められるディーゼル用シリンダヘッドの材料として新塊アルミニウム合金と同等の熱疲労強度を有する再生塊アルミニウム合金を開発した。ディーゼルヘッド材は従来、新塊アルミニウム合金を用いて主にAl₂Cu析出物によって材料特性が強化されたものを使用していたが、新たにMg₂Si析出物を主とする析出強化機構を採用し、新塊アルミニウム合金と同等の熱疲労強度と高温強度を再生塊アルミニウム合金で達成した。また本開発材の合金設計による熱処理の溶体化時の材料軟化特性から、シリンダヘッドの耐久信頼性に影響を及ぼす残留応力も、最大30%の低減効果が得られた。

ABSTRACT

A secondary aluminum alloy that achieves an identical level of thermal fatigue strength to a primary aluminum alloy has been developed as a material for use in the manufacture of diesel cylinder heads, parts for which high levels of thermal fatigue strength are demanded. Conventionally, primary aluminum alloys are employed for diesel heads, and their material properties are enhanced mainly by means of the Al₂Cu precipitate. The developed alloy newly applies a precipitation strengthening mechanism that functions mainly via the Mg₂Si precipitate, realizing an equivalent level of thermal fatigue strength and high-temperature strength to a primary aluminum alloy in a secondary aluminum alloy. In addition, the softening property of the developed alloy during the solution treatment process of the heat treatment, realized by means of the material's composition design, has reduced residual stress, a factor affecting the durability and reliability of cylinder heads, by a maximum of 30%.

1. まえがき

近年CO₂排出量削減など環境負荷低減が求められる中、自動車に求められることは、まずは燃費性能向上である。そのためエンジンにおいては、ダウンサイジングによる高性能化、コンパクト化が推し進められており、それに連動してシリンダヘッドなどのエンジン構成部品は高温使用環境下における熱疲労強度(じん性)向上が必要となってきた。一方、自動車製造時のエネルギー低減に対する社会的要求もますます高まっている。そのため自動車用エンジン部品に使われるアルミ合金はスクラップを利用してリサイクルされる2次合金(再生塊アルミ)が用いられることが一般的である。

主要エンジン部品であるシリンダヘッドに着目するとその主な機能は、燃焼室の一部形成、吸気と排気通路の形成、冷却水通路の形成、周辺部品の支持である。そのシリンダヘッドの多くはアルミ合金を重力 casting (Gravity Die Casting: GDC) や低圧 casting (Low Pressure Die Casting: LPDC) で成形したのち熱処理をおこない、機械的特性を確保⁽¹⁾したうえで用いることが一般的である。その中でもディーゼル用シリンダヘッド(ディーゼルヘッド)は、高い筒内圧と温度環境にあり、特に熱疲労強度と高温強度が求められる⁽²⁾。シリンダヘッド用再生塊アルミの代表的な材料組織をFig. 1に示す。組織中には初晶アルミマトリックス相(以下、 α 相)と共晶Si相、K6と呼ばれるAl-Fe-Si系金属間化合物の晶出が見られ、再生塊アルミにおいて

*四輪 R&D センター

は、この金属間化合物が熱疲労強度を低下させる要因の一つとなっている。その金属間化合物の晶出を防ぐため、純アルミニウムに必要な元素を添加した熱疲労強度に優れた新塊アルミニウム合金（以下、新塊アルミ）がディーゼルヘッドには使用されており^{(3), (4)}、再生塊アルミがディーゼルヘッドに適用された例は現在まで報告がない。Honda 四輪初のディーゼルヘッドにも新塊アルミを採用した。しかし、新塊アルミは製造工程上アルミナからの製錬工程が含まれ、製造エネルギー負荷が高いため、今回、初めてディーゼルヘッドに再生塊アルミの適用を実現した。

本論文では、そのための材料技術として合金成分設計、特性向上メカニズム、機械的特性向上効果について述べる。

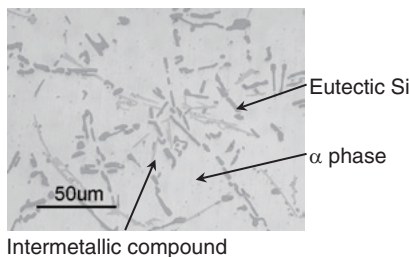


Fig. 1 Microstructures of secondary aluminum alloy for cylinder head

2. 開発のねらい

製造エネルギーの低減をねらって再生塊アルミを採用する場合、新塊アルミに対し熱疲労強度が損なわれることが大きな課題であることは前述したとおりである。また一方で、シリンダヘッドのような複雑形状の鋳物素材を熱処理する際に発生する残留応力は、エンジン運転時の筒内圧や周辺部品の圧入やボルト締結等の外的要因による発生応力と並び、耐久信頼性に影響を及ぼす重要な因子であり、残留応力の低減が大きな課題となる。

再生塊アルミによって熱疲労強度が損なわれる理由は、組織中に晶出する金属間化合物を起点とする α 相の亀裂が生じやすくなり、じん性が損なわれるからである。また残留応力が高い理由は、高温強度を確保するために強化元素を多く含むことで、熱処理時の材料硬度が高くなることによるものである。そこでじん性向上と材料硬度の低減を得るために主要強化元素であるCuの添加量を低減するという手法を選択した。ただしCuの添加量を低減するだけでは十分な高温強度が得られない。そこで高温強度を補うために入手性もよく比較的コストの安い強化元素であるMgを加えることで、微細なMg₂Si析出による強度回復を考えた。

Honda 量産ディーゼルヘッドの新塊アルミ（従来材）が有する材料特性と同等となることを目標として、以下の項

目を満足する再生塊アルミの開発をねらいとした。

- (1) 従来材同等の高温強度を有すること
- (2) 従来材同等の熱疲労強度を有すること
- (3) 従来材同等以下の残留応力を有すること

3. 材料成分設計

3.1. 材料成分設計の考え方

シリンダヘッドによく使用されるAl-Si-Cu-Mg系の熱処理型アルミニウム材料は、一般的に α 相内のCuとMg元素の時効析出強化により必要な材料特性を得ている。時効析出強化メカニズムは、Fig. 2に示すようにT6熱処理の溶体化処理時のアルミニウムマトリクス中に原子空孔が存在することを利用し、時効処理においてその原子空孔に強化元素であるCu、Mgが拡散して析出物を形成することによるものである。従来材は主にCuによる析出相の強化に必要な材料特性を得ており、この材料組織の α 相の透過型電子顕微鏡（Transmission Electron Microscope: TEM）観察結果をFig. 3に示す。 α 相中には平均サイズ118 nmのAl₂Cu析出相が存在することがわかる。一方、 α 相中のMg₂Si相のTEM観察像を見てみると組織は微細で平均サイズ3.4 nmのMg₂Si析出相が存在することがわかる。これらの組織観察から再生塊アルミでも α 相内の析出物を微細にすることが、高温強度を維持し、熱疲労強度を向上するための有効なコンセプトとなると考えた。析出物の微細化にはAl中の拡散速度がCuよりも速いMgの特性を活用

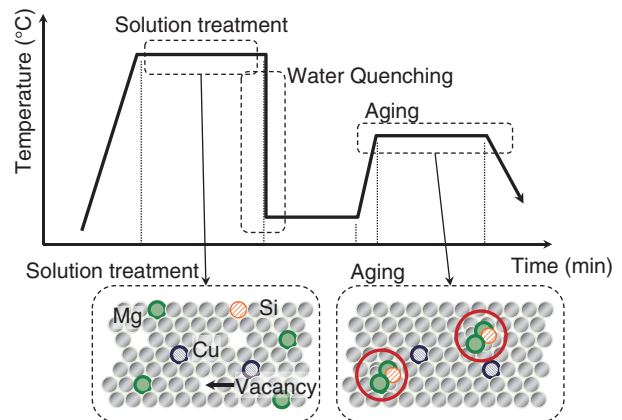


Fig. 2 Schematic illustration of Mg, Si clustering

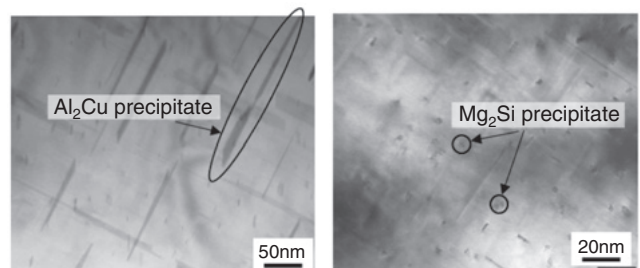


Fig. 3 Transmission electron micrograph of conventional alloy

することで、析出物の生成数を増やすことをねらった。これらのことより開発材は、従来材に対し Cu 添加量を低減し、Mg 添加量を増量する合金組成とした。

また市販の多元系時効析出シミュレーションソフト (JMatPro) を用いて得られる Mg_2Si と Al_2Cu 析出物の TTT (Time-Temperature-Transformation) 線図をもとに Fig. 4 に示すような Mg_2Si 析出物が Al_2Cu 析出物よりも優先的に析出する Cu, Mg 添加量領域を求めた。開発材は、求めた添加量領域を考慮して主要元素である Cu と Mg による析出相の析出形態を最適化し Mg_2Si 析出物を微細に析出させることをコンセプトとした。

3.2. 実験試料

アルミ合金成分と析出相との材料特性の影響を明らかにするための実験試料は、市販の AC2B 再生塊アルミニウム合金に 99.7% 純アルミニウムと Al-25% 母合金, Mg 母合金, その他不純物元素を配合し、黒鉛るつぼを用いた電気抵抗加熱炉で溶解したものを用いた。溶解温度は 760℃ 以下で、保持温度を $720 \pm 10^\circ\text{C}$ とした。さらに Ar ガスにて 12 min の溶湯処理を施し、水素ガスや介在物、酸化物の影響を排除した。その後あらかじめ 200℃ に加熱し、一定温度に保った JIS4 号舟型形状の金型中に大気圧、室温の条件下で鋳込み、試験片採取用インゴットを得た。T6 熱処理 (溶体化を $500^\circ\text{C} \times 4 \text{ h}$, Water Quenching (WQ) を $80^\circ\text{C} \times 3 \text{ min}$, 時効を $200^\circ\text{C} \times 2 \text{ h}$) を施した後、材料特性試験片はインゴット底から 10 mm の位置から採取した。残留応力試験片は、専用の金型にて鋳造を実施し、材料特性試験片同様の溶湯、溶湯処理、熱処理を施した。優先析出物の観察は、材料特性試験片と同一の JIS4 号舟型形状のインゴットを用い、時効処理 10 min を施した。Fig. 5 に各材料試験と残留応力試験の試験片形状とサイズを示す。

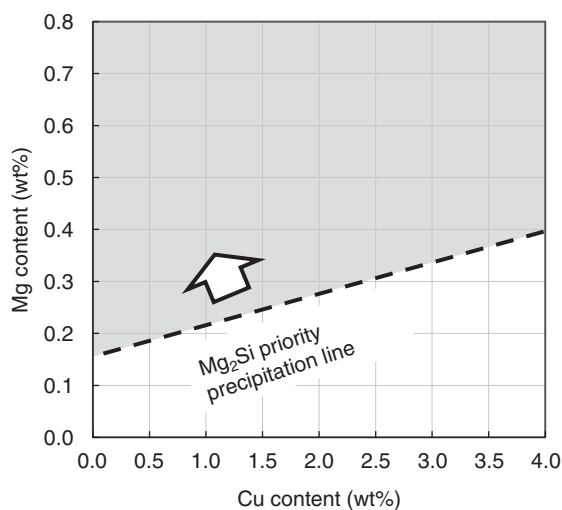


Fig. 4 Relationship of Cu, Mg content for Mg_2Si priority precipitation

3.3. 実験方法

材料特性は、抗張力、疲労強度、熱疲労強度、圧縮耐力の試験を実施し、各温度での平均値を求めた。残留応力は、常温 (R.T.) での平均値を求めた。各材料試験の試験温度を Table 1 に示す。引張試験と圧縮試験は万能試験機を用い、試験速度は 0.5 mm/min で実施した。疲労強度試験は回転曲げ疲労試験機を用い、試験回転数は 3000 rpm で実施した。熱疲労強度試験は、電気機械式油圧サーボ疲労試験機を用い、試料の熱変形と機械的変形が逆位相になる out-of-phase の条件下で 1 サイクル 5 min の正弦波で実施した。残留応力は、ひずみゲージを用いた切断法で測定した。優先析出物の観察は、3次元アトムプローブ⁽⁵⁾、⁽⁶⁾で実施した。

	Shape and size of specimens (mm)
Tensile strength	
Fatigue strength	
Compression 0.2% proof strength	
Thermal fatigue strength	
Residual stress	

Fig. 5 Shape and size of specimens

Table 1 Test temperature conditions

	Test temperature (°C)						Soaking time (ks)
	R.T.	50	100	150	200	250	
Tensile strength	○			○	○	○	360
Fatigue strength				○	○	○	360
Compression 0.2% proof strength				○	○	○	360
Thermal fatigue strength						○	
Residual stress	○						

3.4. 基本成分設定

従来材と開発材の材料成分を Table 2 に示す。主要元素である Cu, Mg の特性影響を、これらの組成をベースにした合金で確認し、結果を以下に示す。まず熱疲労強度の影響に対しては伸び特性で判断した。その理由として熱疲労強度は、ひずみ範囲が大きく、最大ひずみが塑性域まで達することが多く、熱疲労強度と伸び特性に相関があるためである。Fig. 6 と Fig. 7 に試験温度が常温の Cu, Mg 添加量に対する抗張力と伸びへの影響を示す。Cu による特性影響は、添加量の増加と共に抗張力が向上し、その効果は 13 MPa/wt%, 伸び特性は逆に低下し、その影響は -0.4%/wt% であった。一方 Mg による特性影響は、Cu と同様に添加量の増加と共に抗張力が向上し、その効果は 83 MPa/wt% であった。あわせて特に 0.2wt% から 0.4wt% の範囲

Table 2 Chemical composition of developed alloy

	(wt%)					
	Si	Cu	Mg	Fe	Zn	Mn
Conventional alloy	6.5	3.0	0.2	0.10	0.01	0.01
Developed alloy	8.0	1.7	0.40	0.45	0.25	0.2

で伸び特性が向上していることが確認され、その効果は 1.25%/wt% であった。以上のことから、従来材では主要強化元素であった Cu は伸び特性向上の目的で添加量を低減し、その代わりに伸び特性の向上効果を活かして主要強化元素を Mg とすることで、強度を確保しながら伸び特性を向上できることがわかる。

次に強度を従来材同等とするために Cu と Mg の添加量を設定した。Fig. 7 の通り、強度は Mg 添加量 0.40wt% でピークを示したため、Mg 添加量は 0.40wt% と設定した。Fig. 8 に従来材同等の強度を有する Cu と Mg の添加量の相関関係を示す。Cu 添加量は、強度が従来材と同等になるように 1.7wt% とした。さらに強度の観点より設定した Cu, Mg 添加量での伸び特性の成立性について検討した。Fig. 9 に従来材に Fe を増量した場合の Fe 含有量と伸び特性の関係を示す。Fe 含有量を増やすことで伸び特性は低下する。この理由は前述の金属間化合物の影響によるものである。それに対し、Fig. 10 に従来材と強度の観点で設定したアルミ合金の伸び特性を示す。再生塊アルミにすることで伸び特性は損なわれるが、前述の Fig. 6 と Fig. 7 に示

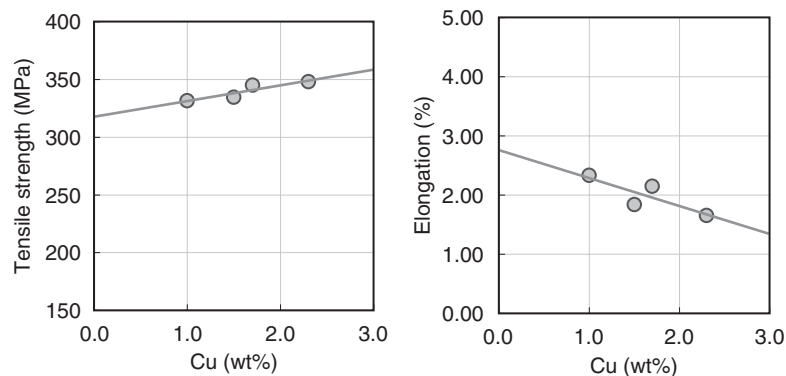


Fig. 6 Relationship between Cu content and tensile strength, elongation

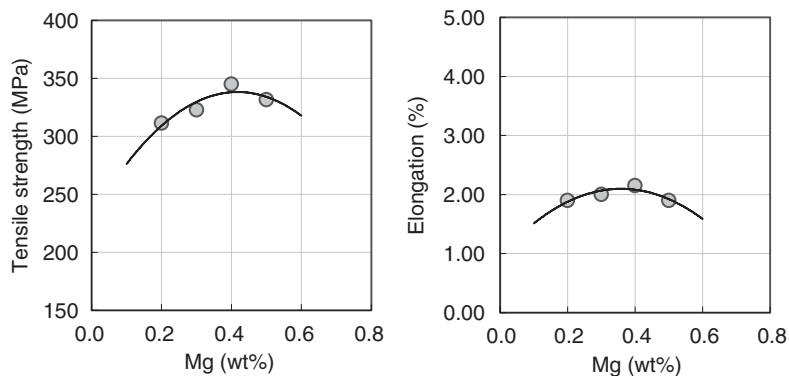


Fig. 7 Relationship between Mg content and tensile strength, elongation

す Cu と Mg の伸び特性に対する効果からもわかるように、Cu 添加量の低減と Mg 添加量の増量により伸び特性は向上し、従来材同等の伸び特性が得られる。

また主要元素以外の成分については、以下の考え方で設定した。Si の添加量設定は、鑄造性を考慮し従来材と同等の溶融温度と流動性を有するよう設定した。その他不純物である Mn, Zn, Ti, Cr, Ni, Pb, Sn の許容値は、

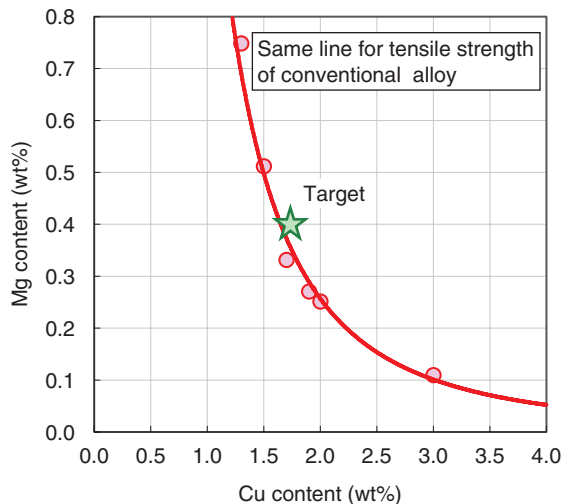


Fig. 8 Relationship between Cu, Mg content and tensile strength of conventional alloy

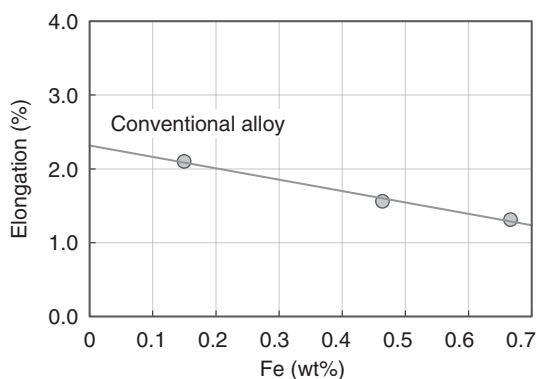


Fig. 9 Relationship between Fe content and elongation

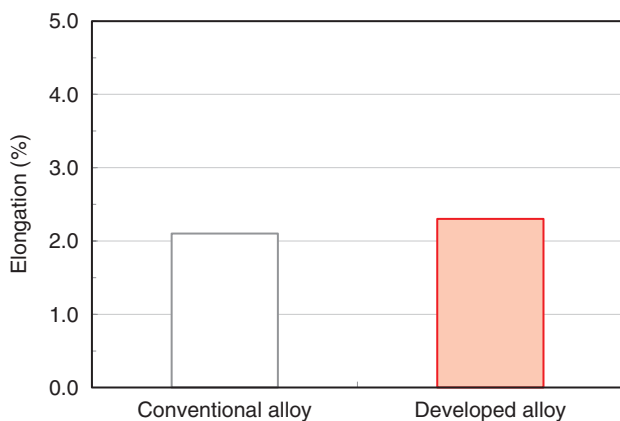


Fig. 10 Effect of elongation improvement by Cu content reduced and Mg content increased

再生塊アルミと同一とし、ねらいの特性が得られることを確認した。

3.5. Mg_2Si 優先析出確認

Mg_2Si の優先析出形態を実証するため、設定した Cu, Mg 添加量において、 Mg_2Si の優先析出が実際に発生しているかどうか確認をおこなった。析出物が形成される初期段階を TEM で観察することは困難なため、3次元アトムプローブにて観察した。3次元アトムプローブは、電界イオン顕微鏡 (Field Ion Microscopy: FIM) と飛行時間型質量分析器 (Time-of-Flight Mass Spectrometer: TOF-MS) を組み合わせたものであり、原子の分布を観察することができる。

Fig. 11 に時効処理開始直後の試験片を 3次元アトムプローブで観察した Si, Mg, Cu 元素の原子分布を示す。この結果より Si, Mg 元素の原子が集合している領域が確認され、その領域は一致していることが観察された。一方で Cu 元素には原子が集合している領域が観察されなかった。以上の結果より、Cu 添加量 1.7wt%, Mg 添加量 0.4wt% の設定において Mg_2Si が優先的に析出しており、コンセプト通りの析出形態を実現していることがわかった。

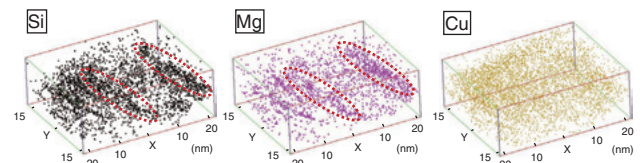


Fig. 11 Distribution of Si, Cu and Mg atoms by three-dimensional atom-probe

4. 材料特性

3.4. 節で設定した Table 2 の材料組成の開発材について以下の材料特性を確認した。

4.1. 高温強度

抗張力と疲労強度、熱疲労強度、圧縮耐力の試験結果を Fig. 12 と Fig. 13 に示す。150℃、200℃、250℃ の高温抗張力、高温疲労強度、圧縮耐力は、それぞれ従来材同等、250℃ から 50℃ までの繰返し条件での熱疲労強度は従来材同等の機械的特性を達成することができた。

4.2. 簡易試験片による残留応力

材料による残留応力差を比較するため、シリンダヘッドと同様の残留応力分布を模擬する簡易試験片にて確認した。その残留応力の確認結果を Fig. 14 に示す。残留応力は従来材に対し、引張応力発生部と圧縮応力発生部においてそれぞれ 30% の低減を確認した。残留応力は、主

に T6 熱処理の溶体化処理からの WQ 処理時において、シリンダヘッドの各部位の温度分布の差によって熱ひずみが生じることにより発生し、溶体化処理時から WQ 処理時の硬度によって影響を受ける。Fig. 15 に WQ 処理直後の材料ロックウェル硬度を示す。溶体化処理時に α 相

内の強化に寄与する Cu, Mg などの添加元素は固溶した状態になるが、従来材に対し、Cu 添加量を大幅に低減したことにより溶体化直後の材料硬度は低減している。この従来材よりも軟化する特性によってヤング率が低下し、残留応力が低減したと考えられる。なお 4.1. 節で前述したようにその後の時効処理にて従来材同等の材料強度を有することができる。

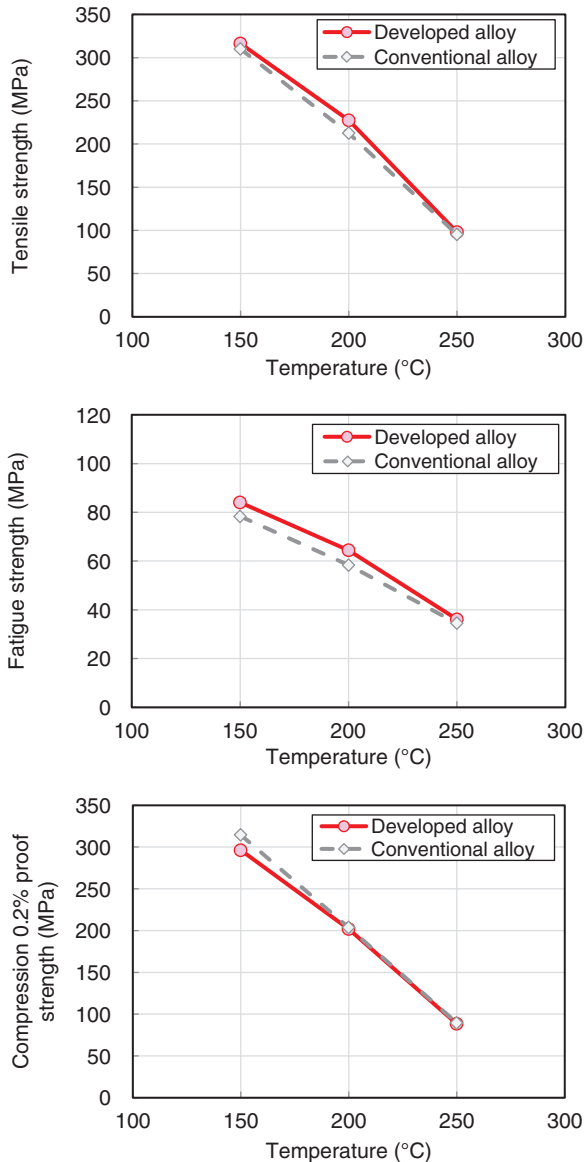


Fig. 12 Tensile strength, fatigue strength, and compression 0.2% proof strength

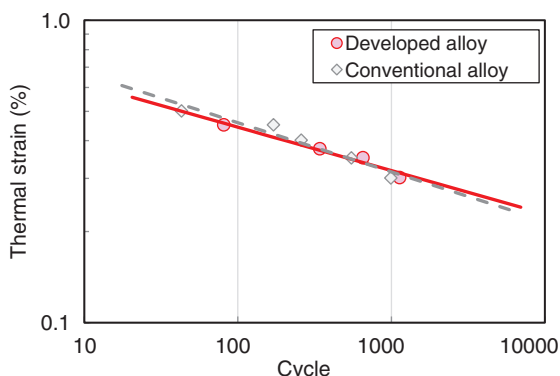


Fig. 13 Thermal fatigue strength

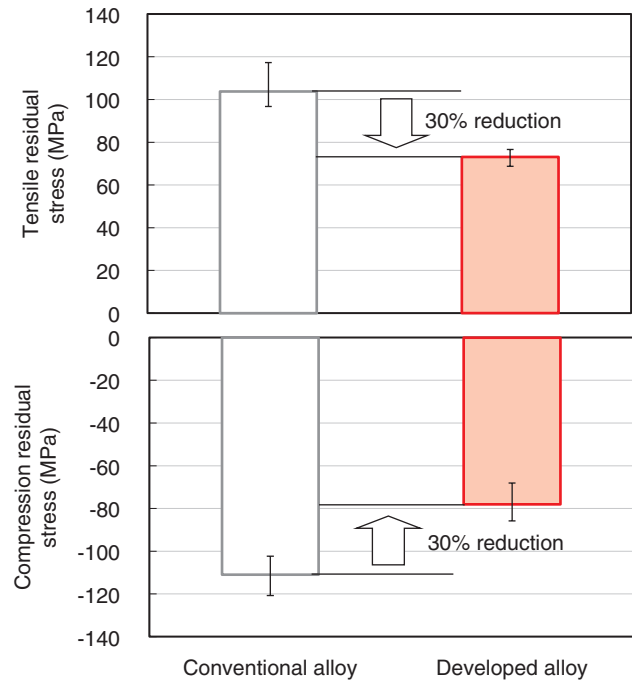


Fig. 14 Effect of developed alloy on residual stress

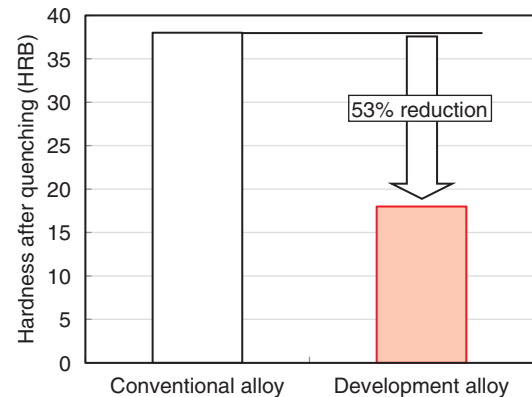


Fig. 15 Effect of developed alloy on Rockwell hardness after quenching process during T6 heat treatment

5. まとめ

ディーゼルヘッドに適用可能な熱疲労強度と高温強度を有する再生塊アルミ合金を開発した。本開発により以下のことを明らかにした。

(1) Cu 添加量 1.7wt% と Mg₂Si の析出強化の組み合わせ

により、従来材と同等の高温強度を達成した。

- (2) Mg_2Si 析出物を優先的に析出させることで、従来材と同等の熱疲労強度を達成した。
- (3) Cu 添加量を低減することで、従来材に対し熱処理溶体化時の材料が軟化し、処理後の残留応力が 30% 低減することが可能となった。

参考文献

- (1) 鈴木寿, 菅野幹宏: アルミニウム合金の時効析出, 軽金属基礎講座, 軽金属, Vol.31, No.4, p.277-298(1981)
- (2) 三上祥平, 荻野晃一, 空澤光将: ディーゼルシリンダヘッド燃焼室の低サイクル疲労破壊予測手法, Honda R&D Technical Review, Vol.22, No.2, p.141-150
- (3) 生野元, 岩永省吾, 栗野洋司: アルミニウム合金鋳物の熱疲労特性評価, 豊田中央研究所 R&D レビュー, Vol.31, No.2, p.73-84(1996)
- (4) 茂泉健, 手塚裕康, 里達雄: Cu を添加した AC4C アルミニウム鋳造合金の析出組織と熱疲労寿命, 軽金属, Vol.53, No.12, p.588-594(2003)
- (5) 宝野和博, 村山光宏: アルミニウム合金における溶質クラスターの形成と時効析出—3次元アトムプローブによる研究, まてりあ, 第38巻, 7号, p.563-572(1999)
- (6) 浅井鉄也, 瀧谷善弘, 佐野直幸, 松本斉: 焼準省略可能な高強度軟窒化クランクシャフトの開発, Honda R&D Technical Review, Vol.19, No.1, p.86-93

■ 著 者 ■



伊達木孝輔



高木卓也



生友良平