

900°C対応排気系ガasket用 γ' 析出強化型 Co フリー耐熱帯鋼

γ' Precipitation-hardened Cobalt-free Heat-resistant Steel Strip for Exhaust Gaskets Work at 900°C

山 本 博 己¹

Hiroki YAMAMOTO

熊 谷 祥 希³

Yoshiki KUMAGAI

斎 藤 勇²

Isamu SAITO

鷲 見 芳 紀³

Yoshinori SUMI

要 旨

900°C 環境下で排気ガスをシールできる新しいガasket 用帯鋼を開発した。材料コンセプトは高温安定性の高い γ' -Ni₃(Ti, Al) を強化相として積極的に活用して性能を高めつつ、材料融点を上昇させて相反事象となる製造性も配慮できることと定めた。リラクセーション特性を向上させるため、強化相 γ' の量と安定性を高め、非強化相 η -Ni₃Ti の析出を抑制させる成分を熱力学計算により検討し、Ti+Al=5.9 at%, Al/Ti=1.0 に設定した。また、熱間圧延性を高めるため、Alloy 718 に対して Nb と Cr の添加量を低減し、高融点化した。冷間圧延率は初期のばね性の確保および高温における γ' の安定性を考慮して、30% から 40% に設定した。その結果、開発材で作製したガasket は、熱負荷試験において Alloy 718 製ガasket の 750°C における性能を 900°C で確保できることを確認した。

ABSTRACT

We have developed a new steel strip for gaskets that can seal exhaust gas in 900°C environments. The concept for the material specified the seemingly conflicting requirements of high performance through the active use of γ' -Ni₃(Ti, Al) as a strengthening phase for high-temperature stability, together with a higher melting point for manufacturability. To enhance the relaxation properties, alloying elements that raised the amount and stability of strengthening phase γ' and suppressed the precipitation of the harmful phase η -Ni₃Ti were investigated using thermodynamic calculations, and 5.9 at% of Ti+Al and a ratio of 1.0 of Al/Ti were selected. In addition, to enhance hot rollability, the melting point was increased by reducing Nb and Cr contents as compared to Alloy 718. To maintain initial springiness and the stability of γ' at high temperatures, the cold rolling reduction ratio was set at 30% to 40%. As a result, in heat load tests at 900°C, gaskets made of the developed alloy performed at the same level as Alloy 718 gaskets at 750°C.

1. ま え が き

地球温暖化防止に向けて、日本も他の先進国同様に、2050 年までに温室効果ガスの排出と吸収量を全体としてゼロとするカーボンニュートラル社会の実現を目指すことが宣言されている⁽¹⁾。自動車産業においては電動化により走行時の CO₂ 排出量をゼロにする取り組みが進められているものの、普及にあたっては解決しなければならない課題も多く、現在パワートレインの主流となっている内燃機

関での対応も急務である。

欧州では次期自動車排気ガス規制の Euro 7 で実路走行排出ガス (Real Driving Emission: RDE) 走行条件の拡大や規制値の厳格化などが検討されている。そのため、内燃機関においては熱効率の向上と排気ガス量の低減を同時に実現させるため、燃料冷却効果のあるエンリッチメント制御をおこなわない全域理論空燃比運転が必要である。これにより、従来 900°C 程度であった排気ガス温度は 1000°C を超えることから、高温環境下で部品機能や耐久性を担保す

¹ 材料研究センター

² 本田技研工業株式会社

³ 大同特殊鋼株式会社

る材料要求が高まっている⁽²⁾。したがって、代表的な排気系部品であるターボチャージャー、触媒コンバーター、エキゾーストパイプと合わせて、これら部品の結合部でガスシールを担うガスケットも高耐熱化が必須である。ガスケットは、ターボチャージャーと触媒コンバーター間に使用されており、エンジン出口の排気ガス温度に対して100℃から150℃程度低い。そのため、その排気ガス温度が900℃から1050℃まで上がることを想定すると、ガスケットは従来の750℃から150℃高い900℃でもシール機能を維持する必要がある。

このガスケットはFig. 1に示すように0.2 mmの冷間圧延材に山形形状（ビード）が成形してあり、ターボチャージャーと触媒コンバーター両方のフランジ間に複数枚積層されたものがボルト締結により固定されている。ここで、ガスケットのビードシールメカニズムをFig. 2に示す。初期の組み込み時はボルト締結によりフランジ間で圧縮されたビードが面圧を発生させ、排気ガスをシールする。

一方、運転時は排気ガスの熱によりフランジが熱変形するため、ボルトとボルト間の距離が長い部位では隙間が生じやすいが、ビードがばねとして隙間に追従し、面圧が確保され排気ガスをシールする。したがって、ガスシールに対しては、繰り返し運転後のビード（残ビード）高さが大き

いほどシール面圧が高く、また運転時のフランジ隙間に追従できるため、ガスシール機能が高くなる。

この残ビード高さを確保するには、初期のばね性（硬さ）が高いだけでなく、フランジへの締結により発生したシール面圧が経時変化により緩和されていく現象（リラクセーション）を抑制する必要がある。以下、この機能をリラクセーション特性と呼ぶ。そのため、本ガスケットのシール機能を満たすためには、ターゲット温度900℃でリラクセーション特性に優れた材料が必要である。

ガスケットはFig. 3に示すように鋳造、分塊鍛造後、熱間圧延および冷間圧延により製造された帯鋼を用いて、ビード成形および部品形状の打抜きなどをおこない製造される。一般的に高温でのリラクセーション特性を高めようとすると、熱間圧延や冷間圧延に影響を及ぼすため、製造性にも配慮が必要である。

以上を踏まえ、我々は900℃でのリラクセーション特性に優れ、かつ製造性も配慮した新たな高耐熱帯鋼を開発することとした。

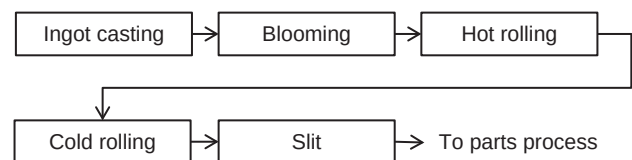


Fig. 3 Outline of steel strip manufacturing process

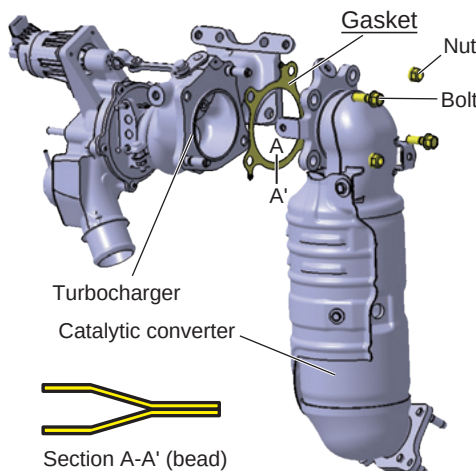


Fig. 1 Gasket in exhaust system

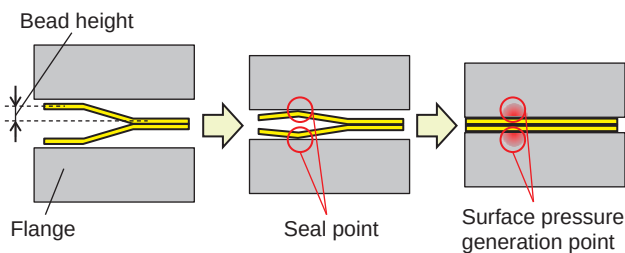


Fig. 2 Assembly flow and sealing mechanism of gasket

2. 開発のねらいと目標値設定

現在排気系部品間に使用されている汎用ガスケット用材料の例として、Ni 基合金 Alloy 718 (AMS5596) が挙げられる。本合金は材料強化機構の一つである析出強化型であり、Ni および Nb の金属間化合物である γ'' -Ni₃Nb と Ni, Al および Ti の金属間化合物である γ' -Ni₃(Al, Ti) を強化相とし⁽³⁾、高応力高温環境下での優れたリラクセーション特性を有している。そのため、750℃程度を想定した現行エンジンにおいては、ターボチャージャーと触媒コンバーター間のガスケットに本合金を使用している。しかし、本合金は750℃を超えた温度域で一定時間さらされると、強化相の一つである γ'' -Ni₃Nb が結晶構造の異なる δ -Ni₃Nb へ変態⁽⁴⁾、リラクセーション特性が低下する。そこで、今後の排気ガス温度の上昇を踏まえた想定使用温度750℃から900℃でもリラクセーション特性を維持できる高耐熱帯鋼を開発するため、 γ'' よりも熱力学的に安定な γ' ⁽⁵⁾ を強化相として積極的に活用する方針を定めた。

一方で、 γ' の安定性を高めた高耐熱帯鋼においてはFig. 3に示した熱間圧延性の低下が懸念される。そのよう

な高耐熱帯鋼は、通常 700℃ から 1200℃ の温度範囲で実施される熱間圧延工程において γ' が固溶しづらく変形抵抗となるため⁽⁶⁾、割れなどの製造不良が発生しやすい。これを解決するため、例えば Alloy 718 よりも耐熱性を有する Alloy 263 のような既存の Ni 基合金では Co 添加により γ' の固溶温度を下げ、熱間圧延性を改善している⁽⁷⁾。しかしながら、Co は近年、人体や環境へ影響がある物質として注目されていることから、本開発では Co を使用しない手法として、熱間圧延可能温度の上限が拡大できる高融点化の考え方を成分設計に取り入れた。

また、帯鋼の熱間圧延後に実施される冷間圧延においては、圧延率を上げるほど結晶中に蓄積される欠陥（転位）による加工硬化（転位強化）が増加し、初期のばね性が高くなる。しかし、過度な転位の導入は組織変化の駆動エネルギーを高め、高温リラクセーション特性に不利となるため、冷間圧延条件も検討した。開発材を使用したガスケットの性能目標は、既販車のターボチャージャーと触媒コンバーター間のガスケットをモデルとした単層ガスケット熱負荷試験において、Alloy 718 を用いて 750℃ で試験した際の残ビード高さである 56 μm を 900℃ においても確保することとした。また、製造目標は量産熱間圧延機の加工能力を考慮し、熱間圧延性を模擬したグリーブル試験において、熱間加工温度範囲を 350℃ 以上確保することとした。

3. 合金設計

性能と製造目標を達成するため、Alloy 718 の標準組成である Fe-51Ni-19Cr-5.1Nb-0.5Al-1.0Ti-3Mo (mass%) をベースに、 γ' の高温安定性向上および材料の高融点化を実現できる添加元素量の最適化計算をおこなった。検討にあたっては、ThermoTech 社製熱力学データベース Ni8 を用いて、統合型熱力学計算ソフトウェア Thermo-Calc で計算することとした。

3.1. 性能向上のための γ' 安定化設計

Ni 基合金における各合金元素の役割として、Ti, Al, Nb などは強化相となる γ' を安定化する元素（ただし Nb は γ'' の安定化にも寄与）であり、Cr, Mo などはマトリックスを固溶強化する元素である⁽⁸⁾。まず、本開発の狙いの一つである γ' 安定化のため、Al および Ti 量の最適化を検討した。Alloy 718 の標準組成をベースとして原子パーセントで Ti/Al 比を 1.0 で固定し、 γ' のモル分率と固溶温度の関係を Ti+Al 量を変えて計算した結果を Fig. 4 に示す。

Ti+Al 量の増加に伴い γ' の固溶温度は上昇し、900℃ において γ' を安定に存在させるためには Ti+Al 量を 3 at% 以上添加する必要があるといえる。一方、Ti+Al 量は過度に増加させると γ' の固溶温度が上昇し、熱間加工性が低下する懸念がある。700℃ 以上で使用される既存の析出強化

型鍛造 Ni 基超合金における析出 γ' 量は 20% から 30% で設定している⁽⁹⁾。そこで、本開発においても γ' 量 25% を狙うため Al+Ti 量を 6 at% 付近で設定した。

また、 γ' の安定性については Ti+Al 量のみならず、Ti/Al 比も重要なパラメータとされる⁽¹⁰⁾。この値は γ' のほかに Ni と Ti の金属間化合物 η -Ni₃Ti の安定性にも影響を及ぼす。一般的に Ni 基合金において、 η は板状に析出し高温強度を低下させる⁽¹¹⁾ため、析出させない設計が好ましい。そこで、Ti+Al 量を 6 at% に固定した場合の Ti/Al 比と 900℃ における γ' および η のモル分率を計算した (Fig. 5)。本結果より、Ti/Al 比を増加させていくと Ti/Al=1 付近までは γ' 量が増加する。しかし、それを超えると γ' は減少し

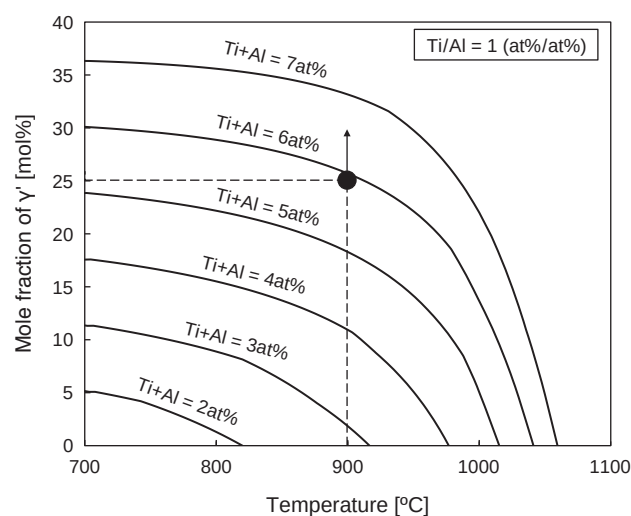


Fig. 4 Relationship between temperature and γ' mole fraction of Fe-51Ni-19Cr-5.1Nb-3Mo-Al-Ti (mass%) with various Ti+Al contents (at%)

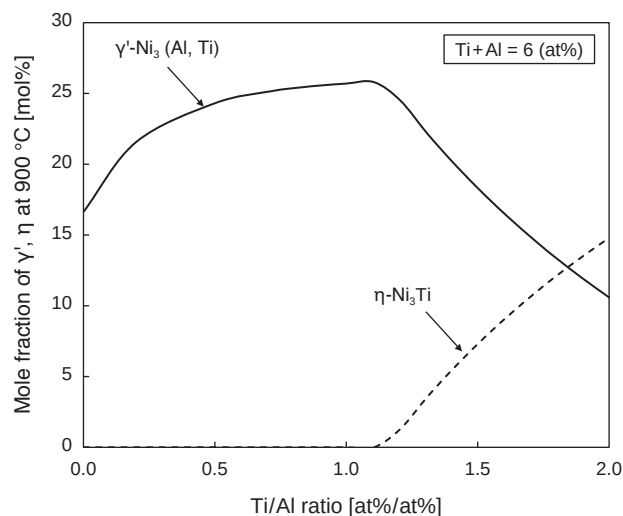


Fig. 5 Relationship between Ti/Al ratio (at%/at%) and γ'/η mole fraction at 900°C of Fe-51Ni-19Cr-5.1Nb-3Mo-Al-Ti (mass%)

Table 1 Chemical compositions of developed alloy and Alloy 718

	Chemical composition [mass%]							Ti+Al [at%]	Ti/Al [at%/at%]
	Ni	Cr	Fe	Nb	Al	Ti	Mo		
Developed alloy	50	15	Balance	1.3	1.4	2.5	1	5.9	1.0
Alloy 718	51	19	Balance	5.1	0.5	1.0	3	2.3	1.1

て η が生成および増加することが示された。これらの結果より、 γ' 量と η 量のバランスを考慮し、Ti/Al 比を 1 付近に設定した。

3.2. 熱間加工性向上のための高融点化設計

2章で述べた通り、 γ' の安定化に伴い熱間加工性の低下が懸念されることから、熱間加工温度範囲を確保するために γ' が固溶する 1000℃ 以上の高温側での延性を改善することとした。高温側の延性低下は高温脆化の寄与が大きいことから、相関のある融点を高くするため元素添加量を減少させる検討をおこなった。元素の種類として、 γ' を構成する Ni, Al, Ti は性能影響があることから、それ以外で融点への影響感度が高い Nb と Cr に着目した。まず、Nb 添加量を検討するため、Alloy 718 の成分をベースに横軸を Nb 量とした場合の状態図を計算した (Fig. 6)。これより、Nb 添加量を 1 mass% 減少させるごとに融点 (固相線温度: Solidus) が約 28℃ 上昇することが示された。Nb は Alloy 718 においては、主な強化相である γ'' を析出させるための添加元素であるが、本開発では γ' を主な強化相に変更するため、添加量を減らしてもリラクセーション特性への影響は小さいと考えられる。ただし、Nb を大幅に減らすと γ' の

固溶温度 (γ' -solvus) が低下し、 γ' の安定性が低下することが示されたため、一定量の添加は必要であると考えた。そこで、本開発材の想定使用温度 750℃ から 900℃ で非強化相 δ が生成しないよう、 δ の固溶温度 (δ -solvus) が 750℃ 以下となる 1.3 mass% まで低減させることとした。

次に、横軸を Cr 量とした場合の計算状態図を Fig. 7 に示す。Cr についても 1 mass% あたり約 10℃ の融点上昇効果が示されたため、耐酸化性を損なわない範囲で添加量を 15 mass% まで低減した。

3.3. 成分設定

3.1. 節と 3.2. 節を踏まえて、性能と製造性に配慮した開発材の組成を Table 1 に示す。Mo については材料強化機構の一つである固溶強化に寄与する元素であるが、開発材では主に γ' の析出強化を採用していること、またレアメタルの一つであり近年資源リスクが高まっていることを考慮し、Alloy 718 対比で低減をおこなった。開発材における γ' 固溶温度および融点は Thermo-Calc による計算により、それぞれ 994℃、1292℃ であり、共に Alloy 718 の 835℃、1204℃ より向上しており、性能だけでなく熱間加工性に配慮した成分であることを確認した。

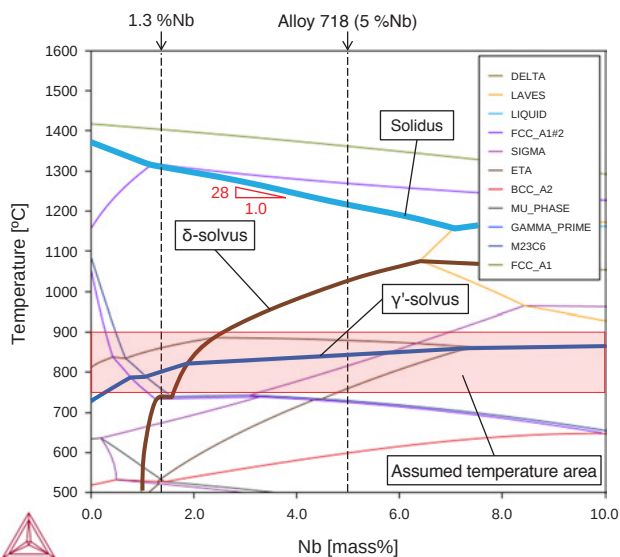


Fig. 6 Calculated vertical section of Fe-51Ni-19Cr-3Mo-0.5Al-1Ti-Nb (mass%)

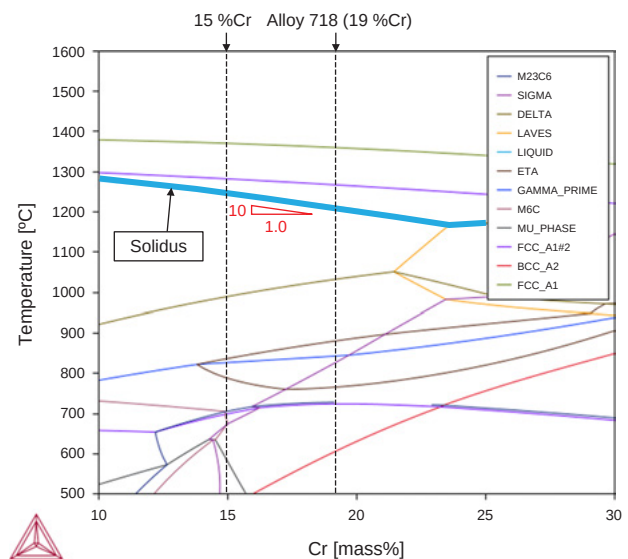


Fig. 7 Calculated vertical section of Fe-51Ni-3Mo-0.5Al-1Ti-5.1Nb-Cr (mass%)

4. 冷間圧延条件設定

2章で述べた通り、初期のばね性を考慮すると、できるだけ高い冷間圧延率で硬さを上げた方が好ましい。しかしながら、過度な冷間圧延は材料の高温強度を低下させる η の析出を促進させるため⁽¹²⁾、リラクセーション特性の低下につながる懸念がある。そのため、 γ' 安定性に影響がない冷間圧延率範囲を明確にして、上限値を設定する必要がある。本検討では、角柱試験片の圧縮率を冷間圧延率と見立て、Fig. 8のようにサンプルを作製して熱暴露試験をおこなった。その後、硬さおよび組織観察により γ' 安定性を評価し、冷間圧延率を設定した。

テスト方法については、まず種々の圧縮率で加工したサンプルを作製後、マッフル炉を用いて高温で長時間暴露後に水冷した。熱暴露温度はターゲットである900℃、時間は高温リラクセーションが安定する50時間で設定した⁽¹³⁾。その後、ビッカース硬さ試験にて圧縮率ごとにサンプルの断面中央部で5点測定し、組織は γ' および η の有無を走査型電子顕微鏡(SEM)で観察した。Fig. 9に角柱試験片の圧縮率に対する熱暴露後の硬さを示す。プロットが平均値であり、二つの線は各温度での最大値と最小値をつないだ上下限ラインである。本結果より圧縮率が高いほど加工硬化により硬さが増加するが、40%を超えると熱暴露

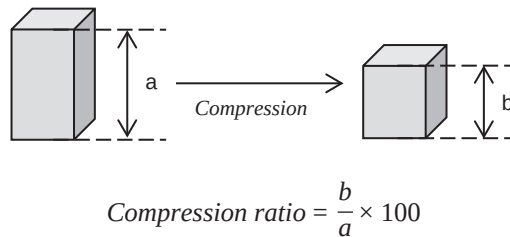


Fig. 8 Preparation method of compressed sample

後の硬さが低下し、かつ硬さのばらつきが大きくなっていた。そこで、その要因を解析するため、圧縮率0%と50%のサンプルに対しSEMで γ' および η の析出状態を観察した(Fig. 10)。すると、圧縮率0%のサンプルには微細な γ' 粒子が全面に析出している一方、圧縮率50%サンプルは γ' 粒子に加え、針状 η の析出が認められた。さらに、この針状 η の近傍には γ' 粒子の無析出領域が認められた。

これらの結果より、圧縮率が40%を超えると硬さが低下した理由は、 γ' の無析出領域が発生したため、また硬さのばらつきが大きくなった理由は γ' の析出および無析出領域が混在した組織のばらつきによるものと考えられる。以上の結果より、初期のばね性を考慮しつつ γ' の安定性が確保できるように、冷間圧延率を30%から40%で設定した。

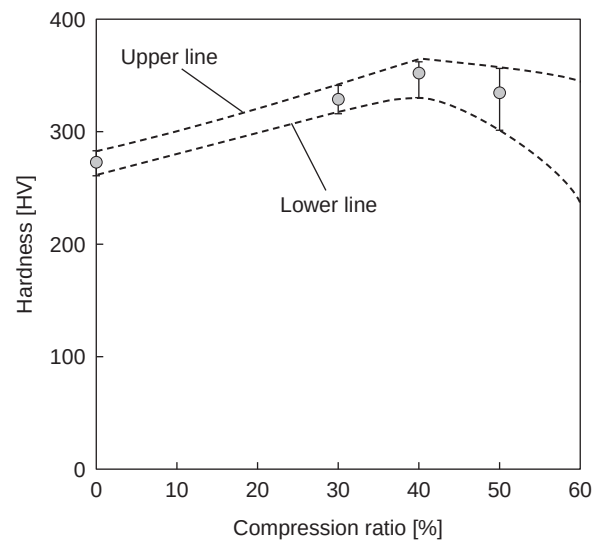


Fig. 9 Relationship between compression ratio of developed alloy and hardness after exposure at 900°C for 50 hours

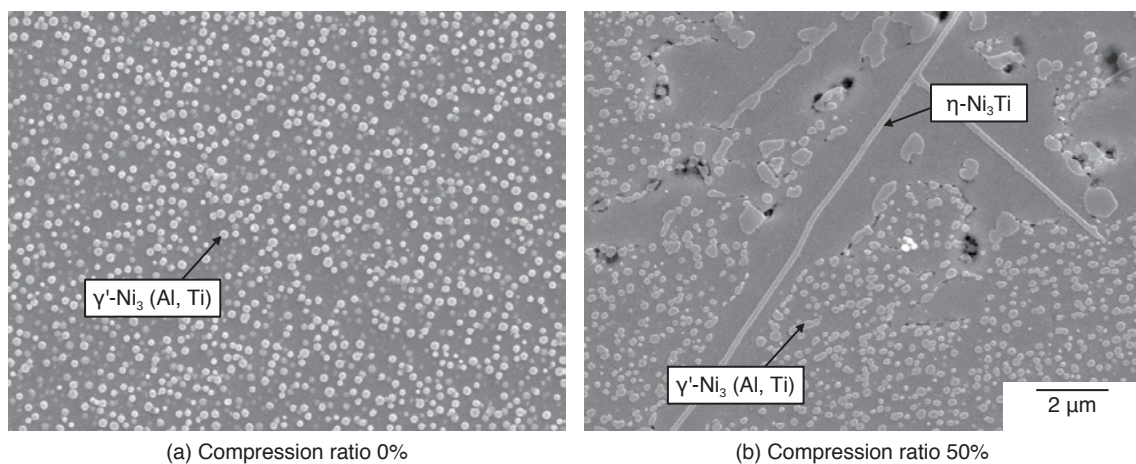


Fig. 10 Secondary electron images of developed alloy after compression and exposure at 900°C for 50 hours

5. 高温特性試験方法・結果

4章までに検討した材料成分および冷間圧延率で性能および製造の開発目標値を満足しているかどうか確認した。なお、性能については一般的な丸棒試験片を用いたリラクセーション試験にて、開発材と Alloy 718 の特性比較もおこなうこととした。

5.1. リラクセーション評価試験

3.3. 節で設定した材料を熱間鍛造により丸棒にした後、冷間圧延でおこなわれる想定焼鈍温度と同温度で溶体化処理をおこなった。その後、冷間スエージング加工により丸棒に 30% から 40% 相当の塑性ひずみを導入後、後述する各試験温度で 50 時間の熱処理をおこない、Fig. 11 形状の丸棒試験片に加工した。

リラクセーション試験は ASTM E328-13⁽¹⁴⁾ に準拠して実施し、標点間距離 12 mm、引張ひずみ 1% の条件における応力の経時変化を最長 50 時間まで記録した。試験温度は 800℃、850℃、900℃ とし、比較として Alloy 718 も併せて評価した。

リラクセーション試験の結果を Fig. 12 に示す。900℃における Alloy 718 の残留応力はゼロであった一方、開発材では約 35 MPa 残っており、Alloy 718 よりも高温リラクセーション特性に優れることが確認できた。この高温域における残留応力の向上は、開発コンセプトの通り γ' が強化相として 900℃ まで安定に存在したことにより、高温での応力緩和が抑制できたためと推察される。

5.2. 熱間圧延性評価試験

試験片には 5.1. 節同様に熱間鍛造により丸棒を作製後、平行部長さ 20 mm、直径 4.5 mm の形状に加工したものを用いた。まず、試験片をグリーブル試験機内で γ' が完全固溶する 1150℃ まで 100 秒をかけて昇温し、60 秒保持した。その後、10℃/s の速度で試験温度 (900℃ から 1200℃) まで冷却、もしくは昇温して 60 秒保持した後、クロスヘッド速度 50.8 mm/s で引張試験をおこなった。評価指標は破断時の絞り 50% 以上が得られる温度域を熱間圧延可能範囲と設定し⁽¹⁵⁾、Alloy 718 と比較評価した (Fig. 13)。さらに、開発材および Alloy 718 における液相

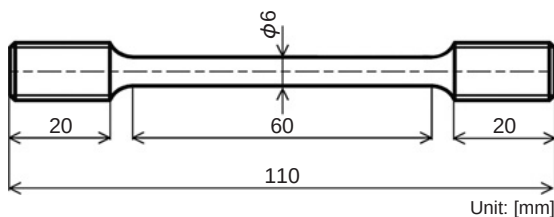


Fig. 11 Sample shape for relaxation test

および γ' のモル分率の温度依存性を Thermo-Calc により計算した (Fig. 14)。

Fig. 13 より、低温側から 950℃ までは開発材の方が絞り値は低いが、それ以上の温度域では開発材の方が絞り値は高い。その理由を Fig. 14 より考察すると、開発材は低温側で Alloy 718 よりも γ' モル分率が高いため、試験中に γ' が析出しやすく延性が低下する一方、高温側では高温脆化開始温度と相関のある融点が高く延性が確保されるためと推察される。

以上より、開発材は高融点化設計の狙い通り、Alloy 718 に対して熱間圧延可能温度の上限が拡大している。その結

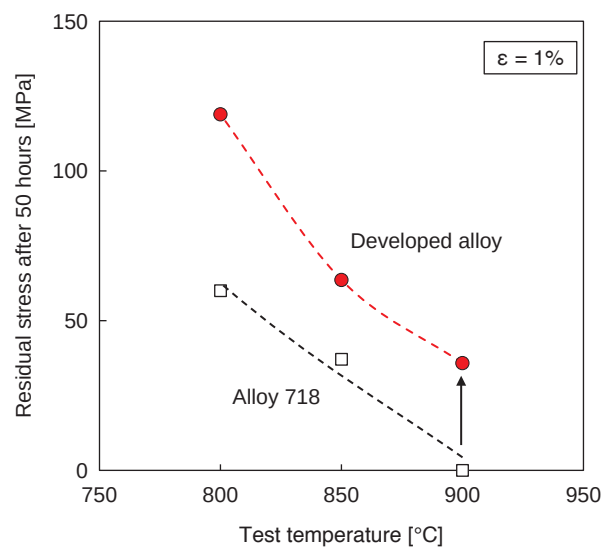


Fig. 12 Relaxation properties of developed alloy and Alloy 718 using round bar test pieces

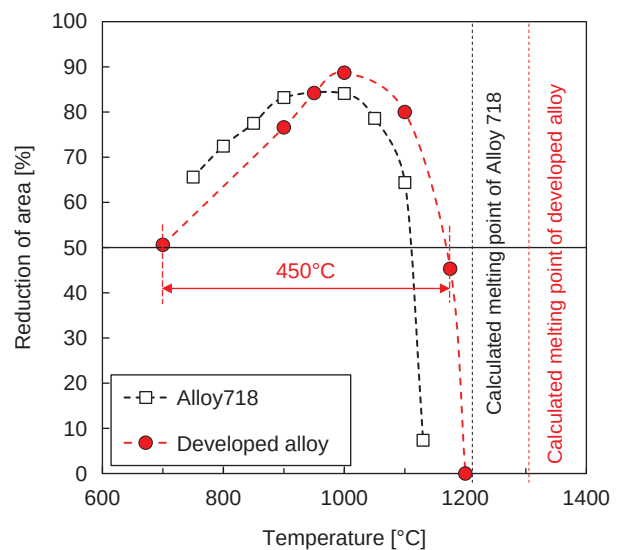


Fig. 13 Result of Gleeble test for developed alloy and Alloy 718

果、熱間圧延可能な温度範囲は約 450℃ であり、開発目標値 350℃ 以上を達成したことが確認できた。

5.3. ガasket熱負荷試験

量産を想定した設備を用いて、3 章および 4 章で設定した材料成分、冷間圧延率で開発帯鋼を試作し、Alloy 718 とともにビード高さ 0.45 mm に加工したガasketを作製した。そのガasketを Fig. 15 のように材質 SUS303、厚さ 20 mm の M10 穴つき平板治具に挟み、ボルトで締結し、所定温度で 50 時間大気に暴露した。

評価項目はテスト終了後の残ビード高さとし、Alloy 718 と比較をおこなった。なお、ビード測定位置はシールに不利であるボルトとボルト間の距離が長い部位 (Area A) とし、Fig. 16 にその結果を示す。

900℃ での残ビード高さは Alloy 718 が 0 μm であるのに対し、開発材は 64 μm であった。これは開発材の強化相 γ' が 900℃ まで安定に存在しているためと推察され、開発コンセプトの確からしさが示された。その結果、開発材の 900℃ 残ビード高さはターゲットとする Alloy 718 の 750℃ 残ビード高さ 56 μm を上回っており、開発目標値を達成していることが確認できた。

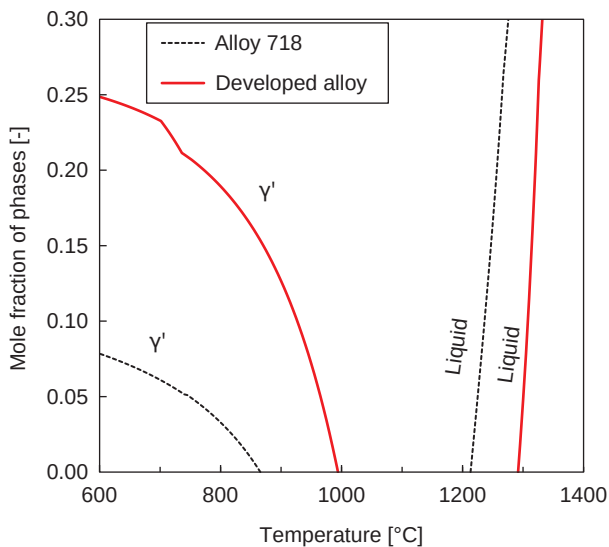


Fig. 14 Calculated mole fraction of γ' and liquid phases for developed alloy and Alloy 718

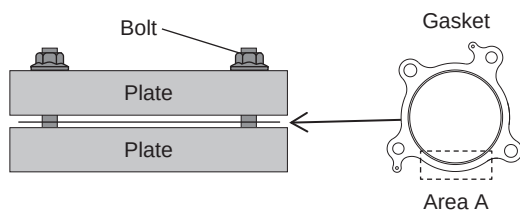


Fig. 15 Layout of gasket test and evaluated bead area after heat exposure

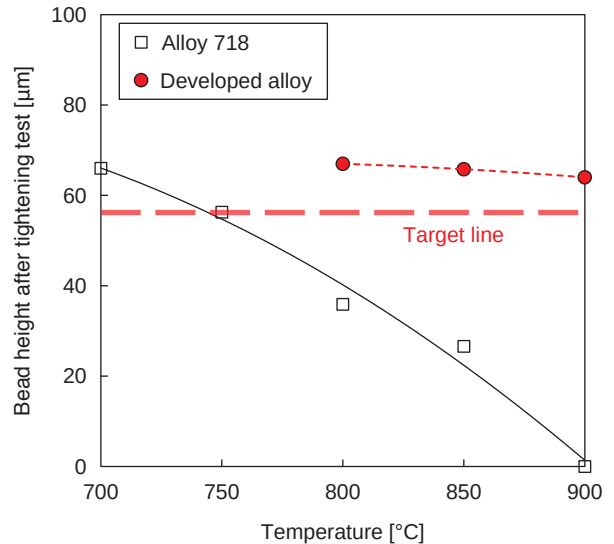


Fig. 16 Result of tightening test after exposure at each temperature

6. 結言

今後の排気ガス法規対応を見据え 900℃ までシール可能なガasket用帯鋼を開発するため、Alloy 718 の組成をベースに、 γ' を強化相として積極活用した Co フリー帯鋼を開発した。

- (1) Thermo-Calc を用いた計算から Ti+Al=5.9 at%, Al/Ti=1.0 (at%/at%) にすることで、リラクセーション特性を向上させる γ' の量を最大化させ、特性を低下させる非強化相 η の析出を抑制させた。
- (2) 同様に Thermo-Calc を用いた融点計算に基づき、Nb および Cr をそれぞれ 1.3 mass%, 15 mass% と Alloy 718 比で低減させることで高融点化し、熱間圧延可能温度範囲を 450℃ 以上確保した。
- (3) 初期のばね特性と使用中の γ' 安定性を考慮し、冷間圧延率を 30% から 40% に設定することで、900℃ における η の析出および γ' 無析出領域の生成を抑制した。
- (4) 量産を想定した設備で製造した開発材のガasketは、熱負荷試験において Alloy 718 製ガasketの 750℃ 残ビード高さを 900℃ で確保できることを確認した。

参考文献

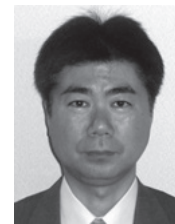
- (1) https://www.meti.go.jp/shingikai/sankoshin/sangyo_gijutsu/chikyu_kankyo/pdf/2022_001_03_00.pdf, (2022/5/27)
- (2) 小森国生:排気系材料のトレンドと開発の動向, 溶接

- 学会誌, 第 72 巻, 7 号, p. 546-551, (2003)
- (3) Kulawik, K., Buffat, P. A., Kruk, A., Wusatowska-Sarnek, A. M., Czyrska-Filemonowicz, A.: Imaging and characterization of γ' and γ'' nanoparticles in Inconel 718 by EDX elemental mapping and FIB-SEM tomography, *Materials Characterization*, Vol. 100, p. 74-80, (2015)
- (4) Reed, R. C.: *The Superalloys: Fundamentals and Applications*, Cambridge University Press, p. 49-51, (2006)
- (5) Reed, R. C.: *The Superalloys: Fundamentals and Applications*, Cambridge University Press, p. 40-49, (2006)
- (6) Cremisio, R. S., McQueen, H. J.: Some observations of hot working behavior of superalloys according to various types of hot workability tests, *Superalloys*, G-1-G-36, (1972)
- (7) Sims, C. T., Stoloff, N. S., Hagel, W. C.: *Superalloys II: High-Temperature Materials for Aerospace and Industrial Power*, Wiley-Interscience, p. 107-109, (1987)
- (8) 藤田利夫, 柴田浩司: Ni 基超合金における合金元素の役割, *日本金属学会会報*, 第 16 巻, 第 4 号, p. 231-239, (1977)
- (9) Reed, R. C.: *The Superalloys: Fundamentals and Applications*, Cambridge University Press, p. 238-239, (2006)
- (10) 植田茂紀, 野田俊治, 岡部道生, 石田正雄, 桶谷裕之: 二輪車冷鍛排気バルブ用 Fe 基超合金の開発, *電気製鋼*, 第 70 巻, 第 3 号, p.205-214, (1999)
- (11) Detrois, M., Jablonski, P. D., Hawk, J. A.: The effect of η phase precipitates on the creep behavior of alloy 263 and variants, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 799, No. 2, Article 140337, (2021)
- (12) Farvizi, M., Asgari, S.: Effects of cold work prior to aging on microstructure of AEREXTM350 superalloy, *Materials Science and Engineering: A*, Vol. 480, Issues 1-2, p. 434-438, (2008)
- (13) 桂井隆, 西山忠夫, 濱野修次: エキゾーストガasket 用高耐熱高窒素オーステナイト系ステンレス鋼の開発, *Honda R&D Technical Review*, Vol. 15, No. 2, p. 167-174
- (14) ASTM E328-13: *Standard Test Methods for Stress Relaxation for Materials and Structures*, (2013)
- (15) 佐藤克明, 坂勉, 大野丈博, 野田俊治: 排気バルブ用低ニッケル耐熱合金の開発, *HONDA R&D Technical Review*, Vol. 9, p. 185-190

■ 著 者 ■



山本 博 己



斎 藤 勇



熊谷 祥 希



鷲見 芳 紀