

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

Development of High-heat-resistant High-nitrogen Containing Austenitic Stainless Steel
for Exhaust Gasket

桂 井 隆*
Takashi KATSURAI

西 山 忠 夫*
Tadao NISHIYAMA

濱 野 修 次**
Shuji HAMANO

要 旨

排気系ガasket用材料としては従来 SUS301-EH が用いられていたが、400℃を越える高温雰囲気では硬度低下によりガスシール性が低下するため使用することができなかった。そこで高温中におけるステンレス鋼の硬度低下の抑制に対しては、(1)Nの添加、(2)オーステナイト組織安定化、(3)Moの添加、が有効であることを見出した。Moを添加したオーステナイトステンレス鋼に0.5%のNを添加することで、600℃以下では固溶Nが転位を固着することでひずみ時効し、更に600℃以上では転位上や結晶粒界に析出した微細なCr₂Nによる再結晶粒成長の抑制と析出強化との相乗効果により、高温中での軟化速度を大幅に低減することを確認した。この結果から従来材に対し200℃以上高い600℃まで硬度低下が生じない高温用ばね材料を開発した。また本開発材を排気系ガasketとして適用することで、従来のガasket材料ではシールが困難であった400℃以上の高温締結部においても優れたシール性能を有することも確認した。

ABSTRACT

SUS301-EH is widely used as a material for exhaust system gaskets, however, at temperatures in excess of 400°C, it can not be used as gas-seal ability of the material declines due to its reduced hardness. The following methods were found to be effective in controlling the softening of stainless steel at high temperatures: (1) addition of N; (2) Stabilization of austenite structure; (3) addition of Mo. The addition of 0.5% N to austenitic stainless steel containing Mo has enabled the speed of softening at high temperatures to be significantly reduced, due to strain aging by solid N below 600°C and the combined effects of precipitation hardening and control of growth of recrystallized grains through the precipitation of fine Cr₂N on the dislocations and the grain boundary above 600°C. A high-heat-resistant spring material has been developed which shows no reduction in hardness up to at 600°C, which is higher by 200°C or more compared to conventional materials. The application of this material to exhaust gaskets has enabled the achievement of excellent seal performance even in tightened sections in high-temperature environments of 400°C and above, which was problematic for conventional gasket materials.

1. まえがき

近年の自動車用エンジンにおいては、更なる排気浄化性能の向上と燃費向上によるCO₂排出量の低減を両立させるため、燃焼の改善や排気システムの改良などが図られている。

* 栃木研究所

**大同特殊鋼(株)

特に触媒を早期に活性化させるためには触媒の昇温時間を短縮する効果が大きく、排気システム熱容量の低減や触媒までの排気系通路を短縮したエンジンなどが実用化されている。これによって排気系部品の温度は高くなり、排気をシールするガasketの使用環境が厳しくなっている。

2. 開発の狙い

シリンダヘッドと排気系部品締結部において排気をシールする金属製ガスケット用材料としては、高強度で優れたばね特性を有するステンレス鋼である SUS301-EH が使用されていた。このガスケットは Fig. 1 に示すように 0.2mm 程度の薄板に排気ポートを取り囲むような形状でビードを成形しており、このビードがばねとして作用することで、高温燃焼ガスの熱により運転中に変形する排気系部品のフランジとシリンダヘッドとの隙間に介在して排気をシールする機能を有している。しかし近年は排気系部品の高温化により締結部フランジの熱変形が増大する傾向にある⁽¹⁾。またガスケットの使用環境も高温化するため、材料としても高温環境においても高いばね性が必要である。

ガスケット材料として従来から用いられている SUS301-EH は 400℃ を越えると急激に軟化しばね性を失ってしまうため、ガスケットの使用環境温度は 400℃ 以下とする必要がある。しかし Fig. 1 に示した新開発の 3 気筒エンジンでは、触媒までの排気系通路を短縮化し熱容量も低減させるため、シリンダヘッドにターボチャージャを直接取り付ける構造を採用した。このため締結部フランジの温度が 500℃ を越えてしまい、SUS301-EH を使用することができなくなった。そこで 500 ~ 600℃ でも軟化せず、安定したシール性を維持できる高耐熱ガスケット材料が必要とされた。

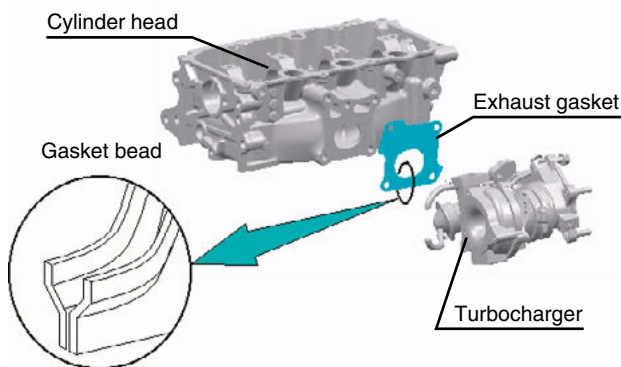


Fig. 1 Illustration of exhaust gasket

3. 高温硬度維持手法の検討

3.1. ガスケット材料の必要特性

ガスケットをフランジの間に締結し各種温度域で 400Hr 保持し、その後開放して残存するビードの高さ(残ビード高さ)と硬度の関係を測定した結果を Fig. 2 に示す。これによると硬度が HV400 を下回ると、フランジの締付け力によってビードの塑性変形が生じ、残ビード高さがほぼ 0 になってしまうことがわかる。このようにガスケットのシール性にとって材料の硬度は重要な特性因子であり、硬度が高い

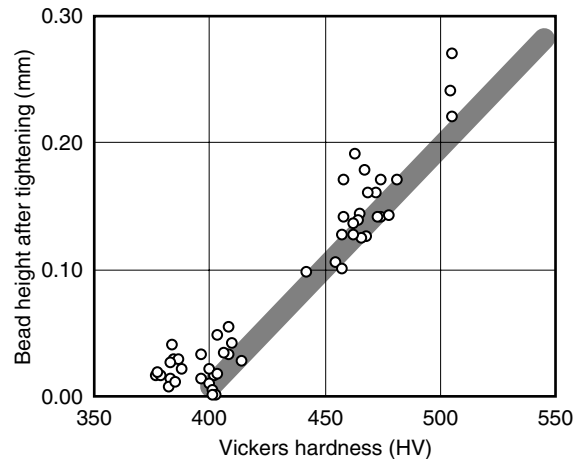


Fig. 2 Relationship between hardness and bead height after hot tightening

方がばねとしての復元力が大きく優れたシール性を有するとも言える。

以上のようにガスケット材料としては HV400 以上の硬度を有し、ビード加工が可能な加工性が必要である。従来材である SUS301 は準安定オーステナイトステンレス鋼であり、鋼板製造の最終冷間圧延(調質圧延)においてひずみエネルギーを与えることで、組織を高強度な加工誘起マルテンサイト組織とすることで高硬度を得ることができる。なおかつ調質圧延では、加工誘起マルテンサイト組織中に大量の転位を導入することができるため加工硬化も生じ、マルテンサイト変態との相乗効果により HV500 以上という高硬度な EH(Extra Hard)という調質ランクを得ることができる。

3.2. SUS301-EH の硬度低下原因

SUS301-EH を高温で長時間保持すると、調質圧延で導入された大量の転位が開放される回復現象と、加工誘起マルテンサイト組織が再びオーステナイト組織へ戻る逆変態により軟化が発生する。

SUS301-EH を高温中に 400Hr 保持した後の硬度を測定した結果を Fig. 3 に示す。これによると 400℃ 以上の温度では軟化が急激に起きることがわかる。加工誘起マルテンサイト組織の逆変態は 800℃ 付近で発生することが知られており⁽²⁾、400℃ 付近での急激な硬度低下の原因は回復現象によるものと考えられる。よって 500 ~ 600℃ での温度域における軟化を抑制するためには、加工ひずみによって導入された転位の開放を抑制することが重要である。

高温用ステンレス材料としては SUH660 や SUS631 などが知られており、また Ni 基の Inconel-625 など耐熱材料として広く使用されている。Fig. 3 に SUS301-EH と Inconel-625 の高温硬度特性を示す。これによると Inconel-625 は常温での硬度を 800℃ 近くまで維持することができるが、初期の常温硬度は HV350 ~ 400 程度でありガスケット用とし

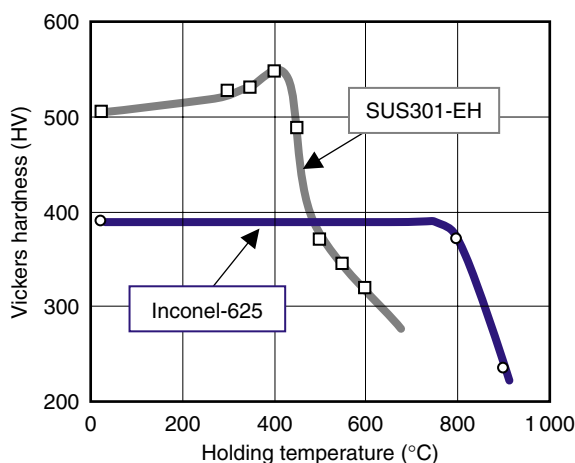


Fig. 3 Relationship between hardness and bead holding temperature after 400Hr

ては不足していることがわかる。このように既存の耐熱材では常温から高温まで高硬度を安定して維持することができず、ガスケット材料として使用しても高いシール性を得ることができなかった。

3.3. 材料設計の考え方

高温ガスケット用材料としては、(1)ばね特性を確保する高硬度化、(2)高温での軟化を抑制するための組織安定化、の二つを両立させる必要がある。そのためには加工硬化による高強度化を目的として組織内に導入された転位が高温で開放し、軟化することがないように固着しておく必要がある。転位を固着するためには侵入型の固溶体であるC、Nを結晶格子内に固溶させる手法と、炭化物及び窒化物として析出させる手法が有効であり⁽³⁾、本開発では両者の相乗効果で転位の運動を最大限妨げるようにすることを狙った。特にNはCよりも固溶度が高いため、高温中に長時間保持しても Cr_{23}C_6 のような粗大な析出物を形成せず脆化しにくいと考えられ、Nを大量に固溶させることが有効と考えた^{(4), (5)}。また高N鋼は高強度でありながら優れた加工性を有する特性も報告されており^{(6)~(8)}、局部的に加工ひずみ加わるガスケットのビード加工⁽²⁾にも適していると考えられる。

溶鋼中のN溶解度はSievertsの法則 $[N\%]=A[P_{N_2}]^{1/2}$ に従うため、通常のVOD(Vacuum Oxygen Decarburization)精錬法の場合、 N_2 分圧(P_{N_2})を高くすることができないので、高N鋼としては0.2%程度のものが一般的である⁽⁹⁾。またそれ以上の高N添加鋼としては、耐海水用の高Cr高Ni、Mo系で0.5%Nのスーパーステンレス(Avesta Sheffield 654SMo)や⁽¹⁰⁾、加圧ESR(Electro Slag Remelting)溶解装置により試験的に1.0%N鋼などが報告されている^{(11), (12)}のみである。そこで精錬方法を変えず N_2 分圧が同一の条件でN添加量を増加させるためには、溶鋼中のNの溶解度を高める効果の高い元素であるCrとMnの添加量を高めること

により可能であると考えた^{(13), (14)}。

また溶鋼中で溶解したNを常温でも固溶させておくには、固溶度が大きいfcc構造(Face centered cubic lattice)であるオーステナイト組織化の方が有効である。更にfcc構造は原子の充填密度が高いことにより自己拡散係数が低く高温硬度を高めるため、オーステナイト組織化による効果は大きいと考えられる。

またオーステナイト組織に固溶している侵入型元素であるNは置換型固溶元素であるCr、Mn、Moとの間でI-S(Interstitial-Substitutional)結合体を形成することで強度を更に高める特性があることでも知られており⁽¹⁵⁾、Cr、Mn、Moとの複合添加は非常に有効と考えられる⁽¹⁶⁾。特にMoは固溶強化による高温強度向上に効果があるため、開発材への添加を検討した。

以上の検討結果から、(1)Nの添加、(2)オーステナイト組織安定化、(3)Moの添加、を基本とした成分設計を行うこととした。そして開発の目標値としては初期にHV450以上の硬度を有し、600°Cで400Hr保持した後の残存硬度もHV450以上を維持する材料とした。

3.4. 成分設計の妥当性検証結果

各種成分系の材料を600°Cで400Hr保持し、残存硬度に対する各種パラメータの影響を解析した。まずFig. 4にN添加量の影響を示す。これによると0.3%Nまでの添加では、残存硬度はN添加量にほぼ比例して高くなることが確認された。次に材料組織の影響を確認した結果をFig. 5に示す。ここでは材料組織の状態を表すために、DeLongの式⁽¹⁷⁾(1)によるNi当量(Nieq)を用いた。

$$\text{Nieq}(\%) = \text{Ni}\% + 0.5 \times \text{Mn}\% + 30 \times (\text{C}\% + \text{N}\%) \quad (1)$$

この結果、Ni当量が高くオーステナイト組織が安定である方が高温保持後の残存硬度が高くなることから、母相は安定オーステナイト組織が有効であることが確認できた。

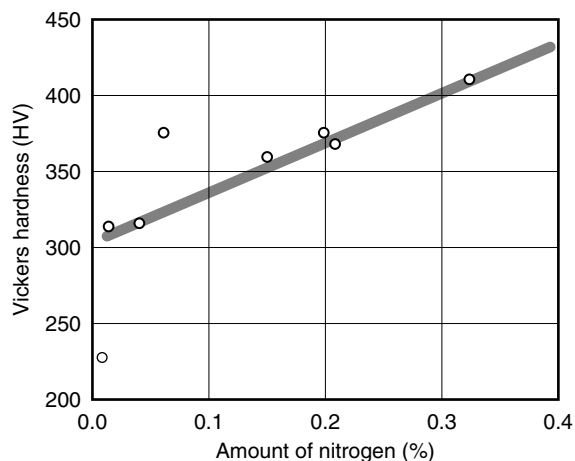


Fig. 4 Effect of amount of nitrogen on hardness after 600°C × 400Hr holding

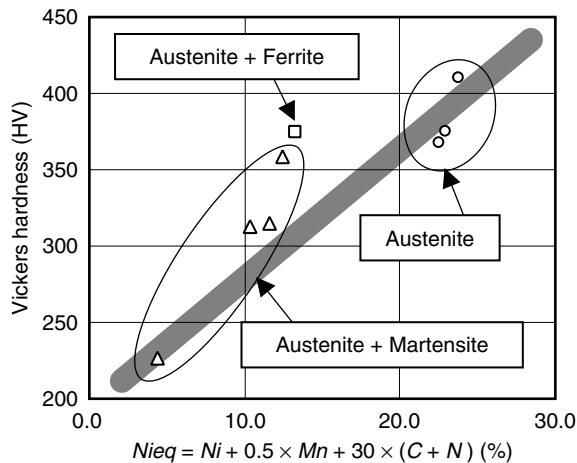


Fig. 5 Relationship between Ni equivalent and hardness after 600°C × 400Hr holding

また最後に Mo 添加量の影響を Fig. 6 に示す。この結果からは Mo 添加も高温での硬度維持に効果があることが確認された。

以上の結果から成分設計の妥当性は検証されたため、全てを両立する最適仕様を検討した。特に N は添加量の影響が大きいため、成分仕様としては N を最大固溶を可能とすることを主眼とする必要があると考えた⁽¹⁸⁾。

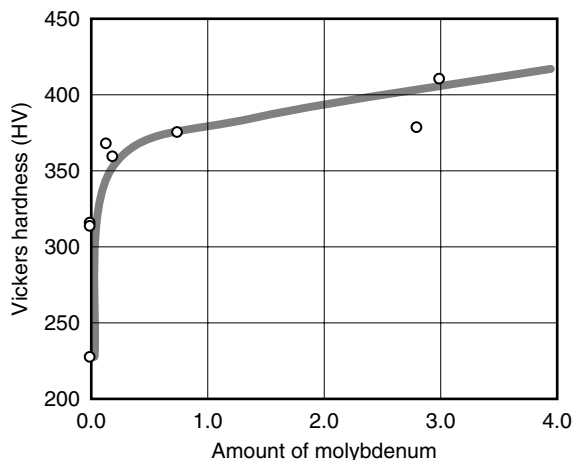


Fig. 6 Effect of amount of molybdenum on hardness after 600°C × 400Hr holding

3.5. 材料成分仕様の設定

(1)Nの最大固溶, (2)オーステナイト組織安定化, (3) Moの添加, を基本とした成分設計の方向性をまとめたものを Table 1 に示す。またその内容を簡単に以下に示す。

N : 溶鋼中での飽和溶解量まで添加する

C : N を最大固溶させるためには他の侵入型固溶体を低減する必要があり最低限とする

Ni : オーステナイト安定化元素であるが, N の固溶度を下げるため適量を添加する

Mn : オーステナイト安定化元素であり, N の固溶度も高

Table 1 Alloy design concept

N	High	Solid-solution hardening
C	Low	Increase solubility of nitrogen
Ni	Proper	Stabilize austenite
Mn	Proper	Increase solubility of nitrogen
Cr	High	Increase solubility of nitrogen
Si	Low	Stabilize austenite
Mo	Proper	Increase heat resistance
V	Proper	Prevent increase in grain size

めるため, Ni で不足したオーステナイト安定化を補うための適量を添加する

Cr : 最大の N 固溶元素であるが, 溶体化温度において最大固溶が可能な 23%とする

Si : フェライト生成元素であるため最低限とする

Mo : 耐熱性向上が図れるため適量を添加する

V : 微量の C を炭化物として固着し, また結晶粒粗大化防止のために添加する

以上の検討結果から設計した, 0.5%の N を固溶させた開発材の成分を Table 2 に示す。また本材料に対し 60%の圧下率で調質圧延を実施することで, ガasket材料として必要十分である HV470 の硬度を得られることを確認した。

Table 2 Chemical composition of newly developed steel (wt%)

C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	V	N
0.02	0.2	6.0	10.0	23.0	2.0	0.1	0.5

4. 効果の検証

4.1. 高温中での硬度特性

本開発材を高温中で 400Hr 保持したのち, 硬度の変化を測定した結果を Fig. 7 に示す。これによると硬度は 400 ~ 450°Cで最大値を示し, その後温度に比例して軟化する傾向が確認された。また初期の硬度は600°Cでも維持されていることがわかる。このように SUS301-EH が 400°C以上で軟化することに対して, 軟化開始温度を200°C以上高くすることができ, 400°C付近で生じていた転位の開放による軟化を完全に抑制することができた。

また高温中の軟化に対する保持時間の影響を確認した結果を Fig. 8 に示す。これによると 600°Cでは硬度は 10Hr 程度で初期より高くなるがその後は変化が無く, 700°C以上では軟化は 100Hr 程度でほぼ完了し, それ以降の軟化の進行は極めて少なく, 時間より温度に依存することがわかる。

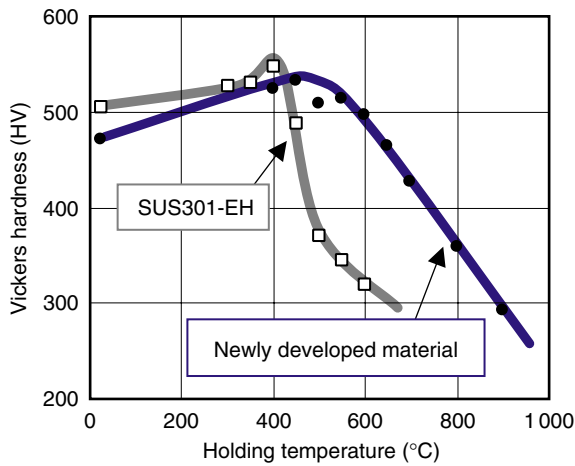


Fig. 7 Relationship between hardness and holding temperature after 400Hr

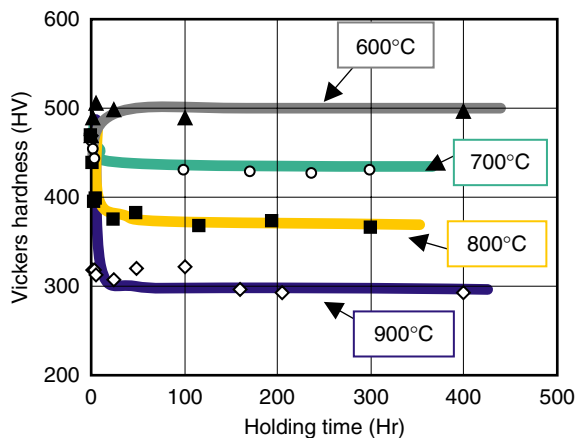


Fig. 8 Relationship between hardness and holding time

4.2. 600°C以下の温度域における強化機構

600°C以下の温度では初期より硬度が高くなっているため、その強化機構を解析した。まず 600～900°Cで 400Hr 保持した材料を光学顕微鏡を用いて観察した結果を Fig. 9 に示す。これによると600°Cでは圧延により伸長した結晶粒

と加工ひずみに起因する粒内の加工組織が見られる。また 700°Cでは600°Cと同様に圧延で伸長した結晶粒は残存しているが、結晶粒界付近に微細な再結晶粒か析出物と見られる微細組織が生成していることがわかる。更に高温の800°Cと900°Cでは、それらの微細組織が成長し、粗大化していることが確認される。

そこで 400～600°Cでの硬化機構が析出物によるものかを確認するために、600°Cで 400Hr 保持したサンプルについて溶解抽出法で析出物を特定しようとしたが検出されなかった。また加工ひずみの無い溶体化処理材を同様の温度で長時間保持しても、硬度に変化が見られず析出物も検出することができなかった。これらの結果から 400～600°Cでの強化機構は、固溶した N が圧下率 60%の調質圧延で導入された転位の周りに集まり、Cottrell雰囲気を形成することで転位の固着力を高めたひずみ時効であると考えられる。またこれには I-S 結合体による相互作用も大きく影響しているものと推定される^{(15), (16), (18)}。

4.3. 600°C以上の温度域における強化機構

光学顕微鏡による観察結果から本開発材の高温中での硬度変化には結晶粒界付近に生成する微細組織が大きく影響していることが確認された。このため 900°Cで 400Hr 保持した材料について走査型電子顕微鏡による解析を行った結果を Fig. 10 に示す。その結果これらの微細組織には 2 μm以下で黒色の高Cr、N系析出物と 3 μm程度で白色の高Cr、Mo系の2種類の析出物が存在することが確認された。またこれらの析出物について電子ビーム回折パターン分析を行った結果を Fig. 11 に示すが、黒色の高 Cr、N 系析出物が Cr₂N であることは確認されたが、白色の高 Cr、Mo 系の析出物については同定することができなかった。

高窒素鋼の場合、Cr₂Nは 600°C以上の温度で析出することが知られており^{(19), (20)}、本開発材も 600°C以上では Cr₂Nの析出による析出硬化が起きたと考えられる。Cr₂Nは結晶

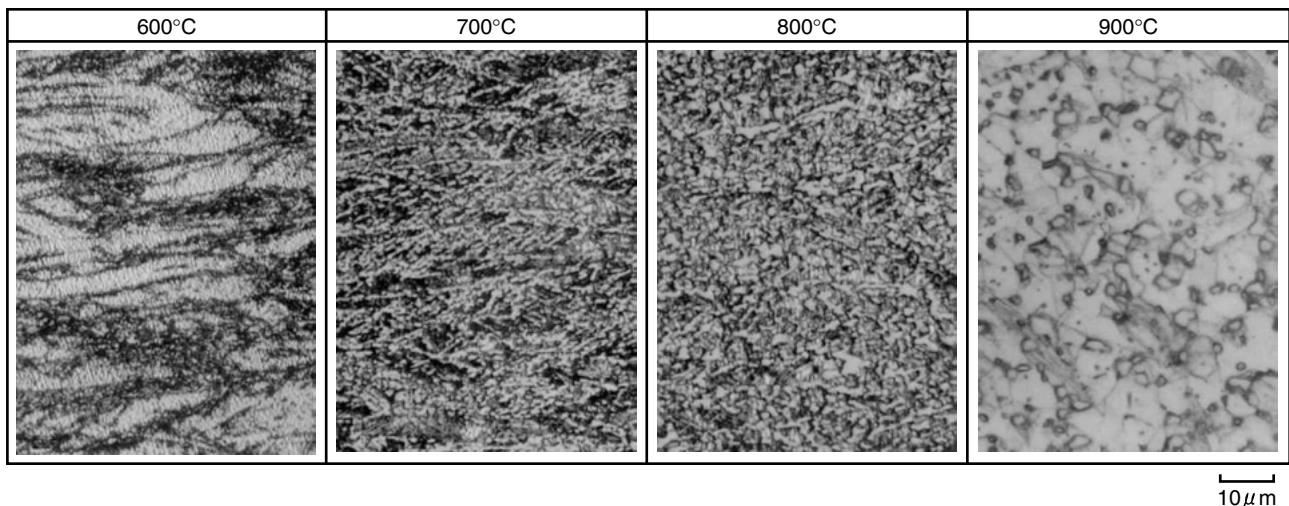


Fig. 9 Microstructure of newly developed material (600~900°C: After 400Hr holding)

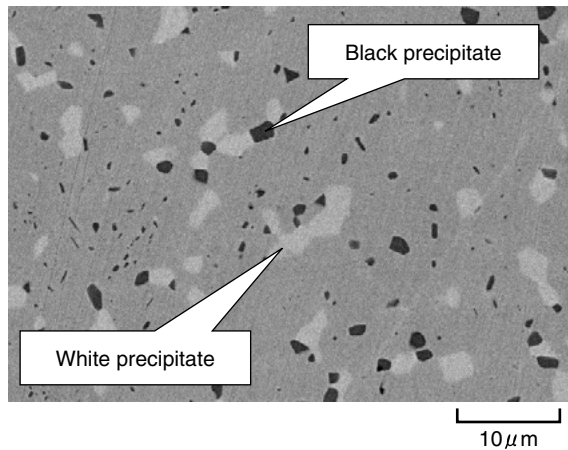


Fig. 10 Scanning electron micrograph after annealing (900°C × 400Hr)

粒界や転位上に優先的に析出すると言われており⁽²¹⁾, Fig. 9 の 900°C の組織によっても析出物は再結晶粒界付近に析出していることが確認されている。

また硬度低下が発生している 700°C と 800°C での保持時間に対する組織の変化を Fig. 12 に示す。この結果, どちらの温度においても 100Hr 保持後の組織では析出物が生成しているが, 400Hr まで保持しても組織の変化はほとんど見られないことがわかる。このような組織の状態と Fig. 8 で示された軟化特性を比較すると, 組織の変化が見られない領域では硬度変化もほとんど無いことがわかる。

これらの結果から 600°C 以上では Cr_2N が結晶粒界や転位上へ優先的に析出することで, 転位の開放による軟化を抑制しているものと考えられる。更に高温の 800 ~ 900°C では転位の開放だけでなく再結晶組織も生成するため軟化が進むが, 析出した Cr_2N がピン止め効果を生ずることで,

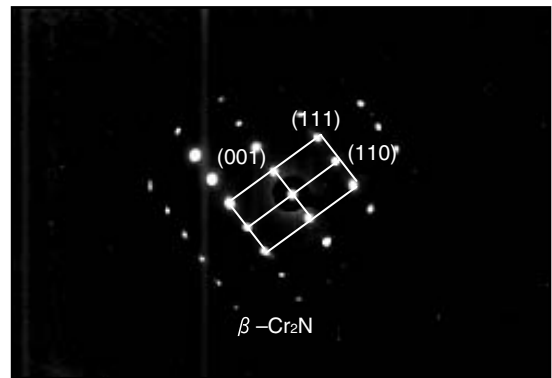


Fig. 11 Result of analysis by electron beam diffraction pattern

再結晶粒の成長が抑制されているものと考えられる。これにより 700°C 以上の高温中における組織および硬度の変化は極めて緩やかになったものと考えられる。但し高温になるほどピン止め効果を持つ Cr_2N は凝集し粗大化する。このためピン止め効果が低減し, 結晶粒界での粒成長抑制効果が減少してしまうことから軟化量が大きくなったものと考えられる。

また白色の高 Cr, Mo 相についても析出物の成長抑制や二次再結晶粒の成長抑制に関与していると思われるが, 明瞭には確認することができなかった。

4.4. 強化機構のまとめ

N 添加により本開発材は二段階の強化機構を有していることが確認された。一つは 600°C 以下の温度域における固溶 N によるひずみ時効であり, もう一つは 600°C 以上の温度域における Cr_2N の析出強化である。両者ともに調質圧延で導入された転位が有効に作用していると考えられる。

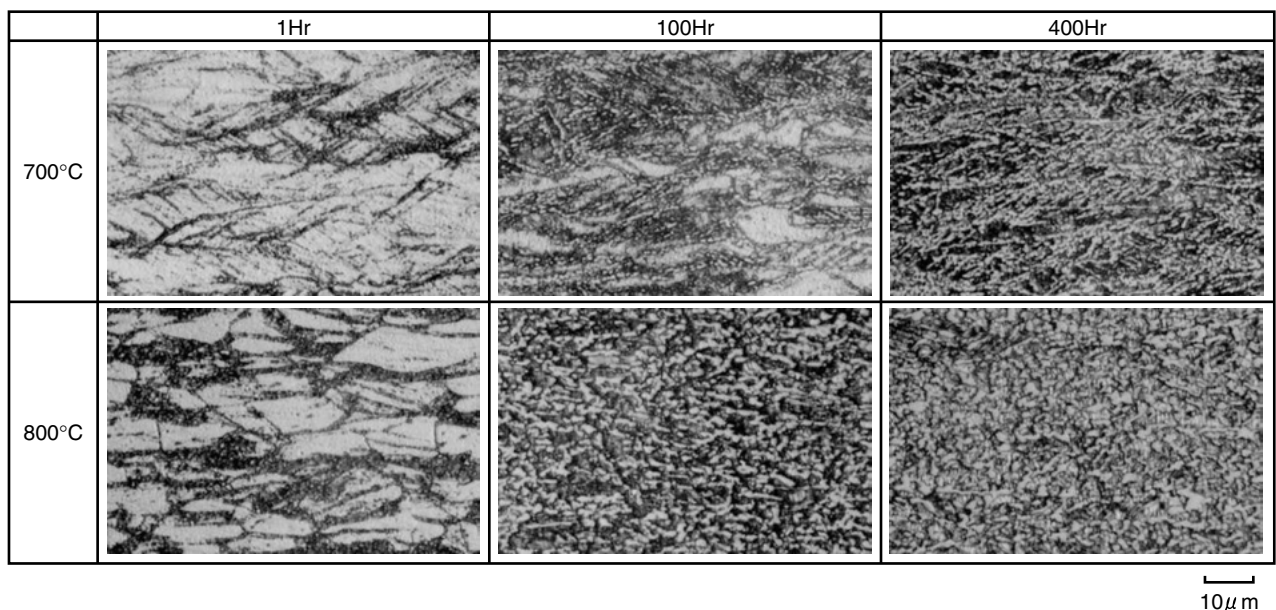


Fig. 12 Microstructure of newly developed material (700, 800°C: After 1~400Hr holding)

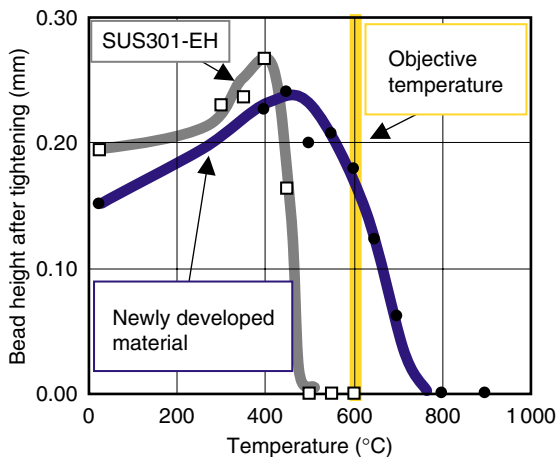


Fig. 13 Relationship between temperature and bead height after tightening test

以上をまとめると、(1)Nの固溶量増加、(2)オーステナイト安定組織の形成、(3)Mo添加、を行った合金成分の材料に60%の調質圧延を施すことで、固溶Nによるひずみ時効と微細 Cr_2N 析出による再結晶粒成長の抑制を図ることができ、従来のSUS301-EHに対し高温での軟化を抑制し、軟化開始温度を200°C以上向上することができた。

5. エンジン適合性評価結果

本開発材を用いてガasketを製作し、実際のエンジンに組み付けて運転後の残ビード高さを確認した。その結果とFig. 7に示した高温での硬度低下特性から、温度に対する残ビード高さ変化の関係を求めた結果をFig. 13に示す。これで示すようにSUS301-EHが400°C以上で急激に残ビード量が減少しシール性が低下するのに対し、開発材は600°Cまで残ビード量が初期以上を維持しておりシール性の低下が無いことがわかる。

また本開発材を適用した新開発エンジンのガasket温度は約500°Cであり、フランジの熱変形量に対し十分シール可能な残ビード高さを有している。更にエンジン耐久試験においても優れたシール性を確保していることが確認された。

6. まとめ

高温での軟化を抑制する手法としてNによるひずみ時効と窒化物による再結晶粒成長の抑制に着目し材料の開発を行った結果、従来材に対し200°C以上も高い600°Cまで硬度低下が生じない高温用ばね材料を開発することができた。またこの材料を排気系ガasket材料として適用することで、SUS301-EHなどの従来のガasket材料ではシールが困難であった400°C以上の高温締結部においても優れたシール性能を有することが確認された。本開発で得られた結果を以下にまとめる。

- (1)ガasketのシール性は材料の硬度で評価することができ、安定したシール性を得るためにはHV400以上の硬度が必要である。
- (2)600°C以下の温度域では、調質圧延で導入された転位が固溶Nのひずみ時効により固着され、初期の硬度を維持することができる。
- (3)600°C以上の高温域では転位の開放による軟化が生じるが、結晶粒界などに微細な Cr_2N が析出することで析出強化と再結晶粒成長を抑制し、長時間保持しても軟化はほとんど進行しない。
- (4)本開発材をガasketに適用することで、約600°Cまでは初期のシール性を維持することができることを示した。

7. 謝辞

最後にガasketの製造を行った日本リークレス工業(株)の関係者の皆様に、深く感謝の意を表します。

8. 参考文献

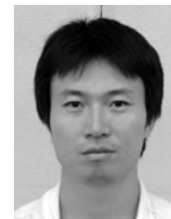
- (1)石井和夫, 桂井隆, 中田真, 若松仁, 中曽根秀隆: エンジン実働時におけるエキゾーストマニフォールド・ガasketのシール性解析, HONDA R&D Technical Review Vol.8, p.152-159 (1996)
- (2)桂井隆: シリンダヘッドガasket用高疲労強度超微細粒ステンレス鋼の開発, HONDA R&D Technical Review Vol.12, No.1, p.151-158 (2000)
- (3)窪田哲, 友田陽: 高窒素オーステナイト鋼の加工硬化の特徴, CAMP-ISIJ, Vol.10, p.538 (1997)
- (4)古賀猛, 清水哲也, 岡部道生: 高窒素オーステナイト系ステンレス鋼の高温特性, CAMP-ISIJ, Vol.13, p.638 (2000)
- (5)和田征也, 太田好光: 超高窒素含有ステンレス鋼の諸性質におよぼす合金元素の影響, 日本ステンレス技報, No.24, p.13-30 (1989)
- (6)片田康行, 相良雅之, 小林能直, 小玉俊明: 高窒素ステンレス鋼の創製と機械的性質, CAMP-ISIJ, Vol.15, p.438-441 (2002)
- (7)Speidel, Markus O.: Corrosion Science of Stainless Steels, Proceedings of International Conference on Stainless Steels, ISIJ, p.25-35 (1991)
- (8)古賀猛, 清水哲也, 岡部道生: 超高窒素オーステナイト系ステンレス鋼の温間加工性と引張特性, 電気製鋼, 67-2, p.81-86 (1996)
- (9)高橋市朗, 吉田毅, 峯浦潔, 太田好光: 超高窒素含有ステンレス鋼の研究, 日本ステンレス技報, No.22, p.1-27 (1987)

- (10) 東茂樹：高窒素ステンレス鋼の組成の特徴，第 119 回 腐食防食シンポジウム，p.7-12 (1998)
- (11) 宇野秀樹，片田康行：金材技研における耐海水性高窒素ステンレス鋼の開発の現状と問題点，(社)日本鉄鋼協会 ステンレス鋼の成形性と利用技術自主フォーラム ステンレス鋼における窒素の合金作用と新材料開発，p.38-45 (1999)
- (12) 片田康行，宇野秀樹，小玉俊明：加圧式 ESR 法による高窒素添加ステンレス鋼の創製，CAMP-ISIJ, Vol.13, p.356 (2000)
- (13) Kikuchi, M., Kajihara, M., Frisk, K.: Solubility of nitrogen in austenitic stainless steels, Proc. Intl.Conf.High Nitrogen Steels, p.63-74 (1989)
- (14) Kowanda, C., Speidel, Markus O.: Solubility of nitrogen in liquid iron base and nickel base alloys with Co,Fe,Mn,Mo and Cr under elevated nitrogen partial pressure, CAMP-ISIJ, Vol.13, p.355 (2000)
- (15) 村山光弘，宝野和博，蛭川寿，大村孝仁，松岡三郎：窒素添加オーステナイト系ステンレス鋼の疲労試験片の微細組織，CAMP-ISIJ, Vol.12, p.458 (1999)
- (16) 伊藤博康，中村展之，高木節雄：高窒素オーステナイトステンレス鋼の平衡固溶窒素濃度に及ぼす Cr 量と Mn 量の影響，CAMP-ISIJ, Vol.11, p.1151 (1998)
- (17) Long, C. J. et al: The ferrite content of austenitic stainless steel weld metal, The Welding Journal, Vol.7, p.281-297 (1973)
- (18) 磯部晋，岡部道生：含窒素オーステナイト系ステンレス鋼の冷間加工材における時効挙動：電気製鋼，56-2, p.122-132 (1985)
- (19) 小川真，平岡和雄，志賀千晃，片田康行，宇野秀樹：高窒素ステンレス鋼溶接熱影響部における窒化物析出挙動，CAMP-ISIJ, Vol.13, p.636 (2000)
- (20) 小川真，平岡和雄，片田康行，相良雅之：高窒素ステンレス鋼溶接熱影響部における窒化物析出挙動とその抑制に関する検討，CAMP-ISIJ, Vol.15, p.446-449 (2002)
- (21) 兎仁秀，堀之内力，菊地靖志：高窒素含有 Ni フリーオーステナイト系ステンレス鋼の HAZ 韌性に及ぼす窒化物析出の影響，鉄と鋼，88, p.29-35 (2002)

■ 著 者 ■



桂井 隆



西山 忠夫



濱野 修次