

# Cu含有フェライト系ステンレス鋼NSSEM-Cの開発

富田 壮郎・奥 学

日新製鋼株式会社  
日新製鋼技報 No. 90 別冊  
平成21年12月

## 技術資料

## Cu含有フェライト系ステンレス鋼NSSEM-Cの開発

富田 壮郎\* 奥 学\*\*

## Development of Cu Bearing Ferritic Stainless Steel, NSSEM-C

Takeo Tomita, Manabu Oku

## Synopsis :

Mo less, Cu contained ferritic stainless steel NSSEM-C, having excellent thermal fatigue properties as well as Type444, is developed by means of investigating the effect of Cu on high-temperature strength of ferritic stainless steel. The main results are as follows.

- (1) The addition of 1.0mass% and the higher Cu to ferritic stainless steel is effective for increasing the high-temperature strength between 600°C and 800°C.
- (2) In the thermal fatigue test of Cu bearing ferritic stainless steel, the increment of the high-temperature strength between 600°C and 800°C leads to reduction of the inelastic strain range and increment of the number of cycles to failure. It is suggested that Cu contributes to precipitation hardening between 600 and 700°C after soluted in the matrix between 800 and 900°C.
- (3) Though the precipitates of Cu are coarsened by aging at 700°C for 10h, the number of cycles to failure of NSSEM-C in thermal fatigue test heated between 200 and 700°C is similar to that of type444. It is confirmed that precipitation hardening of Cu is maintained during thermal fatigue test.
- (4) It is confirmed that the newly developed Cu bearing ferritic stainless steel, NSSEM-C (17Cr-1.4Cu-0.55Nb-0.15Ti) exhibits thermal fatigue properties as well as Type444.

## 1. 緒言

ステンレス鋼は、耐食性に加え優れた高温特性を有するため、耐熱用途でも幅広く使用されている。とくに、フェライト系ステンレス鋼は、オーステナイト系ステンレス鋼に比べ熱膨張係数が小さいため、熱疲労特性および酸化スケールの密着性に優れており、加熱および冷却が繰り返される用途に適している。例えば、自動車用エキゾーストマニホールドには、フェライト系ステンレス鋼が幅広く使用されている<sup>1)~4)</sup>。

エキゾーストマニホールド用フェライト系ステンレス鋼としては、14mass%CrをベースにNbを添加したType429や18mass%CrをベースにNbやMoを添加したType444が開発されている<sup>5)~7)</sup>。従来、本用途には排ガス規制の強化や燃費対策および軽量化の観点から、よ

り耐久性の優れた鋼種の適用が検討されてきた。さらに、近年のコスト競争の激化にともない、エキマニを含めた部材の低コスト化は喫緊の課題となっている。加えて、昨今のレアメタルの高騰を背景としてType444と同等の耐熱性を有し、かつMoを含まないエキマニ用鋼の開発が望まれていた。

本報告では、このようなフェライト系ステンレス鋼の低コスト化の要望に対し、Mo代替元素としてCuに着目し、Type444と同等の熱疲労特性を有するCu含有フェライト系ステンレス鋼NSSEM-C (17mass%Cr-1.4mass%Cu-0.55mass%Nb-0.15mass%Ti, 以下成分はmass%を略して表記する)を開発した結果について述べる。

## 2. 合金設計の考え方

エキゾーストマニホールド用ステンレス鋼板には主に

\*技術研究所 ステンレス・高合金研究部 材料第三研究チーム 主任研究員(現 商品開発部 薄板商品開発チーム 主任部員)

\*\*技術研究所 ステンレス・高合金研究部 材料第三研究チーム チームリーダー

熱疲労特性、高温酸化特性、加工性、靱性および溶接性が要求される<sup>8)</sup>。この中で、最も重要視される特性は熱疲労特性である。これまでに、フェライト系ステンレス鋼の熱疲労特性を向上させる手法は種々検討されており、高温強度を高めることが有効である<sup>8)~10)</sup>。高温強度を高くすることで、熱疲労試験時に発生する非弾性ひずみ範囲 ( $\Delta \varepsilon_p$ ) を小さくすることが可能であるためである。

一般に、フェライト系ステンレス鋼において、高温強度の向上には、Nb, V, Mo, Wの添加が有効であり、Nb以外の元素は固溶強化元素として、Nbは固溶強化と析出強化の両方に作用している<sup>11)</sup>。しかし、過剰な添加は素材が硬質化し、加工性を低下させるだけでなく、これらの元素は概ね高価であるため、コスト高を招いてしまう。

そこで、著者らは、熱疲労試験中の非弾性ひずみ範囲を小さくする手法として、中温域の強度向上に着目した。図1に熱疲労試験における応力-ひずみ曲線の模式図を示す。非弾性ひずみ範囲は、応力の絶対値が0以上となる範囲である。ベース鋼に対し、図中①に示すように加熱中の強度を高くすると非弾性ひずみ範囲が $\Delta \varepsilon_p$ ①小さくなり、熱疲労特性向上に寄与する。さらに、図中②に示すように冷却時の中温域での強度を高くすることで、非弾性ひずみ範囲が $\Delta \varepsilon_p$ ②小さくなり、高温強度向上と同様の効果が得られる。

本開発では、室温や中温域での強度向上に有効であることが報告<sup>12)~16)</sup>されているCuを添加元素とし、エキ

ゾーストマニホールドとしてType444と同等な熱疲労特性を有する鋼の合金設計を行った。

### 3. 供試材および実験方法

#### 3.1 供試材

表1に供試材の化学成分を示す。高温強度に及ぼす合金元素の影響を検討するために、低C低Nの17Cr鋼に固溶C, Nを固着するTiを添加した鋼を基本成分とし、CuおよびNbの含有量を種々変化させた鋼を供試材とした。比較材にはエキゾーストマニホールドに使用実績のあるNSSHR-1 (Type429;14Cr-1Mn-1Si-0.4Nb) およびNSSEM-3 (Type444;18Cr-2Mo-0.65Nb) を用いた。

表1 供試材の化学成分

Table 1 Chemical compositions (mass%)								
鋼種	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ti	Nb	Cu
実験材	0.01	0.2	0.2	17.0	—	0.15	0.30 ~ 0.60	0 ~ 1.5
NSSEM-3	0.01	0.3	1.0	18.5	2.0	—	0.65	0.2
NSSHR-1	0.01	0.9	1.1	14.0	—	—	0.40	0.1

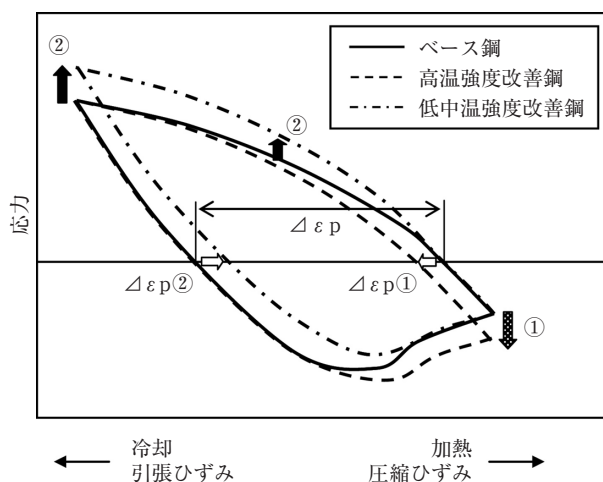


図1 熱疲労試験における1サイクル中の応力-ひずみ曲線の模式図

Fig. 1 Schematic diagrams of stress-strain curve in thermal fatigue test.

30kgの高周波誘導真空溶解炉にて溶製した鋼塊を、1200℃に加熱後、熱間鍛造により直径30mmの丸棒および板厚55mmの板とした。丸棒については、1000℃で30minの溶体化処理を施した後、高温引張試験、熱疲労試験に供した。鍛造板については、1230℃で2hの溶体化処理を施した後に熱間圧延を行い、板厚が4.5mmの熱延板とし、引き続き、1050℃で均熱0sの焼鈍を施した。そののち、冷間圧延により板厚2.0mmとし、結晶粒径がJIS結晶粒番号6番になるよう1000~1100℃で均熱0sの焼鈍を行い、各種試験に供した。

#### 3.2 実験方法

高温引張試験は、JISG0567に準拠して行った。すなわち、平行部の直径が10mmで標点間の距離が50mmの丸棒試験片を用い、昇温時間15min、均熱時間15minで所定の温度に加熱後、0.2%耐力までは標点間のひずみ速度を $5 \times 10^{-5}/s$ 、それ以降は試験機のクロスヘッド速度を0.05mm/sとして引張試験を行った。

硬さ測定は、JISZ2244に準拠して行った。測定は室温で行い、試験荷重は98Nで板厚中心部のビッカース硬さを測定した。

熱疲労試験には、平行部の長さが20mm、直径が10mmの丸棒試験片を用いた。なお、標点間中央部に歪みを集中させるために、中央部の直径が7mmとなるような環状切欠を付与した試験片を用いた。試験条件を図2に示す。下限温度は200℃、上限温度は750℃、800℃および900℃、拘束率20～100%、加熱および冷却速度3℃/s、上限および下限温度での均熱時間を30sとした。上限温度800℃および900℃の条件下では、10サイクル目における最大引張応力に対して、その75%の応力となる繰返し数を破損繰返し数 $N_f$ と定義した。上限温度750℃の場合は、最大引張応力が定常値（一定値）とならないため、高温低サイクル疲労試験法標準<sup>17)</sup>に準拠して、亀裂発生時の最大引張応力に対して、その75%の応力となる繰返し数を破損繰返し数 $N_f$ と定義した。

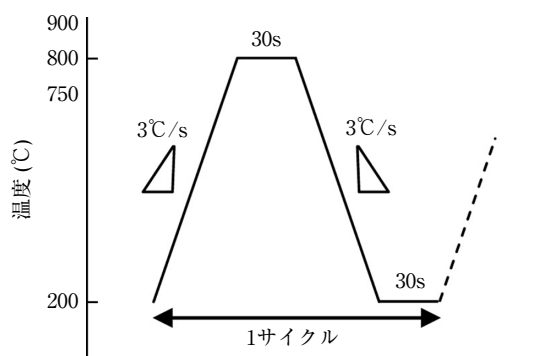


図2 熱疲労試験の温度条件

Fig. 2 Heat pattern of thermal fatigue test.

## 4. 実験結果および考察

### 4.1 600～800℃の0.2%耐力に及ぼす合金元素の影響

図3に17Cr-0.30Nb-0.15Ti鋼の600℃、700℃および800℃での0.2%耐力に及ぼすCu量の影響を示す。いずれの温度においてもCu添加量が0.5mass%までほぼ一定の耐力値を示すが、0.5mass%以上添加すると上昇しており、Cu添加は600℃～800℃の強度向上に有効である。また、この図より、0.5mass%以上の範囲では、1mass% Cu当たり、600℃で約95MPa、700℃で約45MPa、800℃で約20MPa、0.2%耐力が上昇しており、600℃での強度上昇が大きいことが分かる。

図4に17Cr-1.5Cu-0.30Nb-0.15Ti鋼の1050℃焼鈍板および引張試験直前の600℃、15minおよび700℃、15min

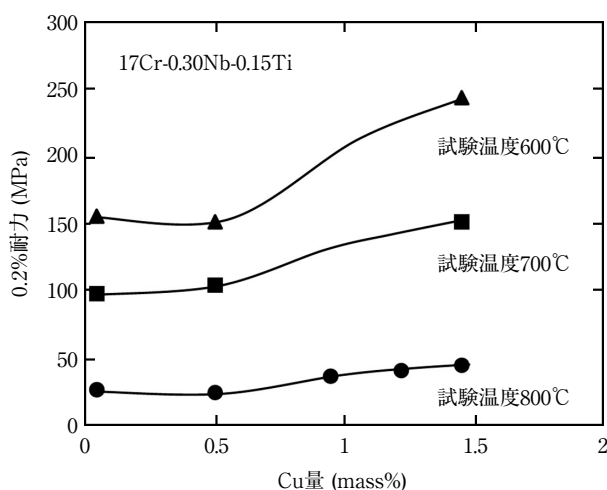


図3 17Cr-0.30Nb-0.15Ti鋼の600℃、700℃および800℃の0.2%耐力に及ぼすCu量の影響

Fig. 3 Effect of Cu content on 0.2% proof stress of 17Cr-0.30Nb-0.15Ti ferritic stainless steel at 600℃, 700℃ and 800℃.

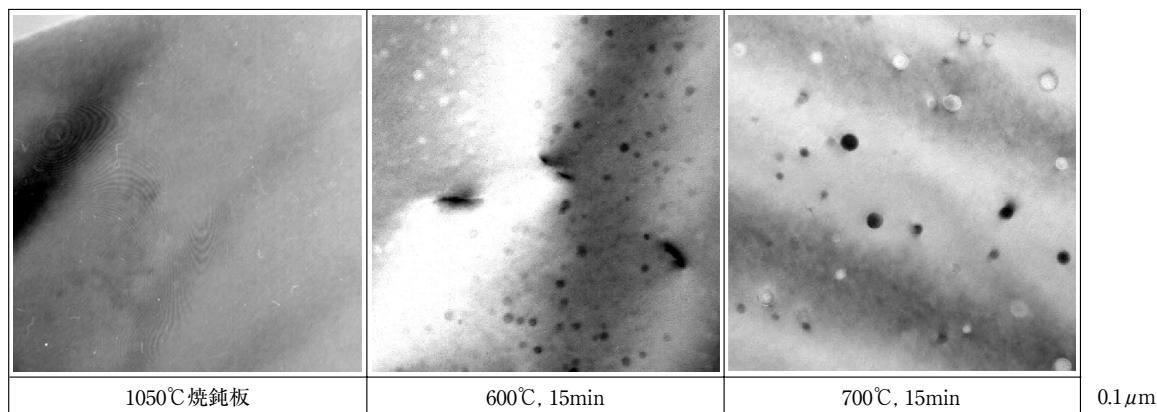


図4 17Cr-1.5Cu-0.30Nb-0.15Ti鋼の透過型電子顕微鏡組織

Fig. 4 Transmission electron micrographs of 17Cr-1.5Cu-0.30Nb-0.15Ti steel.

加熱後の析出物の透過電顕組織を示す。図5に図4で観察された微細析出物のEDX結果を示す。焼鈍材では析出物が観察されず、全て固溶された状態であるが、600℃、15min加熱後では直径約10nm程度の微細な析出物が存在する。また図5の600℃、15min加熱材のEDXでは、母相のFe、Crが検出されているが、微細析出物はCuを含んでいることが分かる。700℃、15min加熱後においても600℃と同様にCu粒子が存在している。このことから、Cu添加による耐力上昇は析出強化によるものと考えられる。

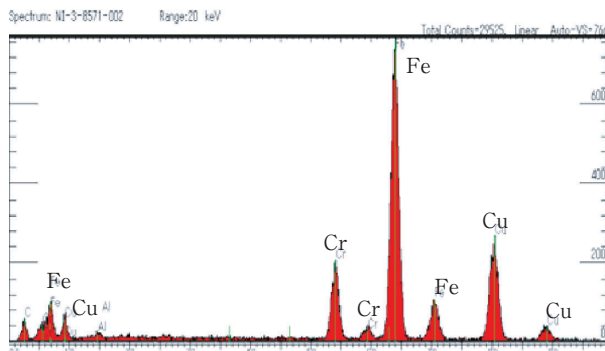


図5 17Cr-1.5Cu-0.30Nb鋼を700℃、15min加熱し生成した微細析出物のEDXスペクトル

Fig. 5 EDX spectra obtained from the precipitates of 17Cr-1.5Cu-0.30Nb steel heated at 600℃ for 15min.

図6に17Cr-1.5Cu-0.15Ti鋼の600℃、700℃および800℃での0.2%耐力に及ぼすNb量の影響を示す。いずれの温度においても、およそ0.5mass%までのNbの添加に

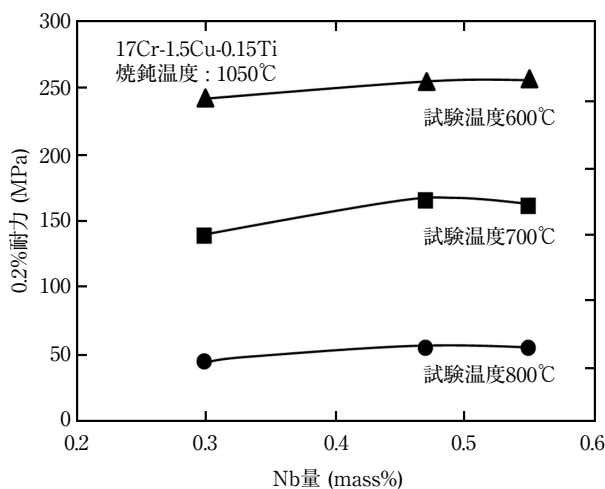


図6 17Cr-1.5Cu-0.15Ti鋼の600℃、700℃および800℃の0.2%耐力に及ぼすNb量の影響

Fig. 6 Effect of Nb content on 0.2% proof stress of 17Cr-0.3Nb-0.15Ti ferritic stainless steel at 600℃, 700℃ and 800℃.

伴い、0.2%耐力は上昇し、これ以上の添加では飽和する傾向を示している。Cuと同様にNbの添加は600～800℃の強度向上に寄与することが分かった。これまでの報告<sup>11)</sup>と同様に、0.5mass%までのNbは固溶強化元素として作用し、高温強度向上に寄与していると考えられる。

#### 4.2 600～700℃の0.2%耐力に及ぼす時効処理の影響

図3および図6の結果より、Cu量は1.5mass%、Nb量は0.55mass%の添加により最も高い高温強度が得られたことから、17Cr-1.5Cu-0.55Nb-0.15Ti鋼の時効処理後の高温強度について検討した。図7に600℃および700℃における0.2%耐力に及ぼす時効時間の影響を示す。時効温度と試験温度は同一であり、比較として、NSSEM-3、NSSHR-1の結果を合わせて示す。600℃における0.2%耐力は、17Cr-1.5Cu-0.55Nb-0.15Ti鋼が10hまでの短時間側で他の2鋼種に比べて80～100MPa高い値を示す。600℃での0.2%耐力は、17Cr-1.5Cu-0.55Nb-0.15Ti鋼で、15minから10hまで、NSSEM-3では10h、NSSHR-1は1hでそれぞれ最大値を示した後、低下する。一方、700℃での0.2%耐力は、17Cr-1.5Cu-0.55Nb-0.15Ti鋼が10hまで他の2鋼種に比べて高い値を示す。17Cr-1.5Cu-0.55Nb-0.15Ti鋼やNSSEM-3は1hで強度が低下するが、NSSHR-1では1hで最大値を示した後、低下している。700℃では、600℃の結果と異なり、17Cr-1.5Cu-0.55Nb-0.15Ti鋼とNSSEM-3は1hで、NSSHR-1は10hでそれぞれ強度が低下し始めている。また、17Cr-1.5Cu-0.55Nb-0.15Ti鋼の100h時効後の0.2%耐力はNSSEM-3と同程度である。

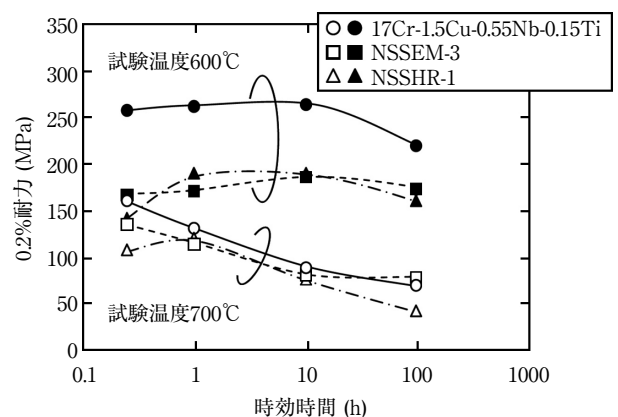


図7 17Cr-1.5Cu-0.55Nb-0.15Ti鋼の600℃および700℃の0.2%耐力に及ぼす時効時間の影響

Fig. 7 Effect of aging time on 0.2% proof stress at 600℃ and 700℃ of 17Cr-1.4Cu-0.55Nb-0.15Ti ferritic stainless steel.



図8に17Cr-1.5Cu-0.55Nb-0.15Ti鋼の硬さに及ぼす600℃時効時間の影響を示す。時効後の硬さは、17Cr-1.5Cu-0.55Nb-0.15Ti鋼が10hまでの短時間側で他の2鋼種に比べて高い。17Cr-1.5Cu-0.55Nb-0.15Ti鋼では100hの時効で硬さが低下しているが、NSSEM-3やNSSHR-1

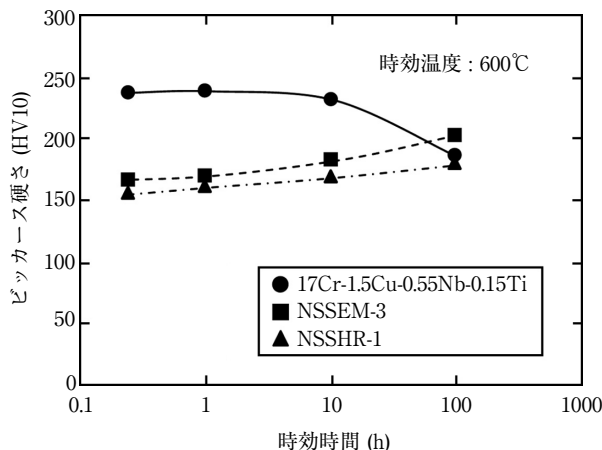


図8 17Cr-1.5Cu-0.55Nb-0.15Ti鋼の硬さに及ぼす時効時間の影響  
Fig. 8 Effect of aging time on Vickers hardness at room temperature of 17Cr-1.4Cu-0.55Nb-0.15Ti ferritic stainless steel.

は時効時間とともに硬さが上昇している。17Cr-1.5Cu-0.55Nb-0.15Ti鋼では、図7に示した0.2%耐力値、硬さの挙動は良い対応を示している。この温度域での析出物生成により、室温での硬さや600℃での0.2%耐力が上昇したと推察される。一方、NSSHR-1およびNSSEM-3は、600℃～700℃の加熱においてLaves相が生成する<sup>18)</sup>。しかし、室温での硬さと600℃での0.2%耐力の挙動が必ずしも一致していない。これは、17Cr-1.5Cu-0.55Nb-0.15Ti鋼と析出物の種類、大きさ、量が異なるためと推察されるが、その原因については明確でなく、定量的な評価を含め今後の検討が必要である。

図9に17Cr-1.5Cu-0.55Nb-0.15Ti鋼の600℃および700℃時効材の析出物観察結果を示す。図4に示した15min加熱後での析出物は600℃、700℃ともに直径10～20nmの微細な球状状態で存在していた。600℃では10h時効において同様に微細な析出物が認められるが、100h時効においては、長辺が0.1μmの棒状へと成長、粗大化している。また、700℃においては、10h時効の時点で棒状へと成長しており、100h時効材では粗大化している。これらの析出物分布状態と図7に示した高温強度と対比させると、0.2%耐力が高い範囲（600℃では10h以下、700℃では15min）での析出物分布状態はCu

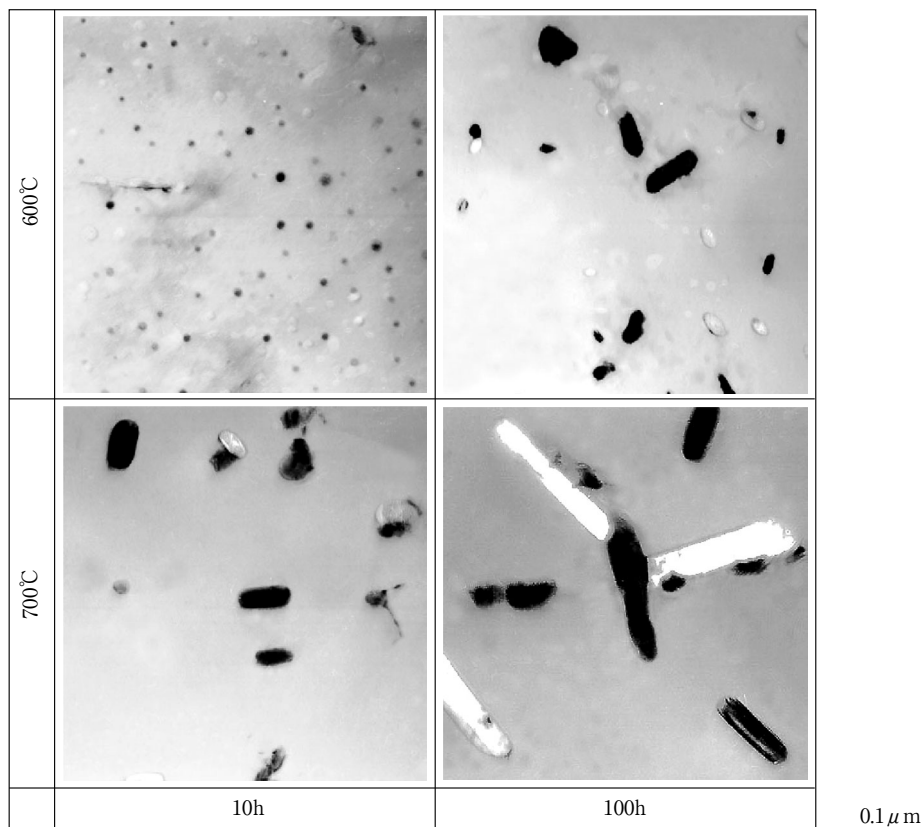


図9 17Cr-1.5Cu-0.55Nb-0.15Ti鋼の600℃および700℃時効材の透過型電子顕微鏡組織  
Fig. 9 Transmission electron micrographs of 17Cr-1.5Cu-0.3Nb steel aged at 600°C and 700°C.

が微細な球状の状態で存在している。このように、Cuは中温域で比較的短時間で微細に析出し、0.2%耐力値の向上に寄与していると考えられる。

図10にFe-17Cr-Cu-0.55Nb-0.15Ti鋼の計算状態図を示す。本成分系のCu固溶限は、600℃で約0.1mass%、

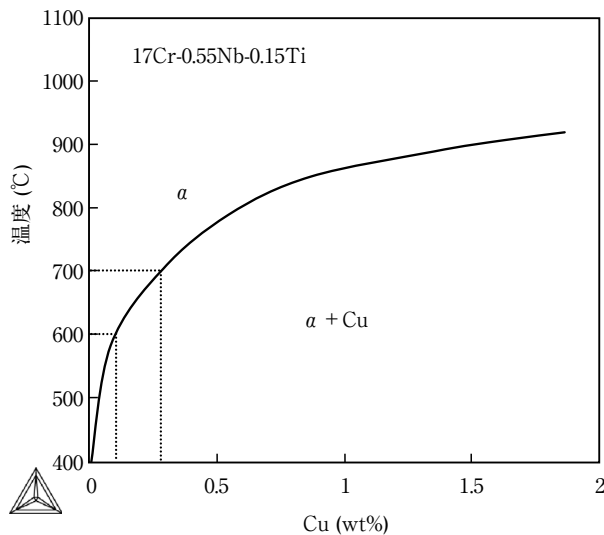


図10 Fe-17Cr-Cu-0.30Nb-0.15Ti鋼の計算状態図

Fig.10 Calculated vertical section diagram of the Fe-17Cr-Cu-0.30Nb-0.15Ti steels.

700℃で約0.3mass%および900℃では約1.5mass%である。添加量と固溶量の差が長時間加熱後の析出量であるため、1.5mass%Cu添加の場合では600℃や700℃で添加量の約80～90%が析出する。これらは、図4で示したように析出初期段階では微細に析出し、析出強化に寄与していると考えられる。これまで示したように、等温時効では強度低下が認められるが、実使用環境では、析出と固溶を繰り返す温度にさらされることから、Cuの再固溶挙動について検討した。

図11に17Cr-1.5Cu-0.55Nb-0.15Ti鋼の600℃、15min熱処理前後での硬さを示す。(a)に示す1050℃焼鈍板では、硬さ約160HVの焼鈍板に600℃、15minの熱処理を施すと、硬さは約220HVに上昇する。(b)に示すように700℃、100h析出処理後の硬さは約150HVであり、これを600℃で15min熱処理しても硬さの変化は認められない。これは600℃における固溶量差分約0.2mass%のCu析出では硬さ上昇に寄与しないことを示している。一方、(c)に示すように、700℃、100h析出処理後に900℃、1min保持し、その後600℃、15min熱処理を施すと、硬さは約230HVを示し、(a)の1050℃での焼鈍板と同程度の硬さ上昇量を示した。Cuは900℃×1minの保持により1050℃焼鈍板と同程度まで固溶され、600℃における固溶量差分1.4mass%が析出し、硬さ上昇に寄与したと推察される。

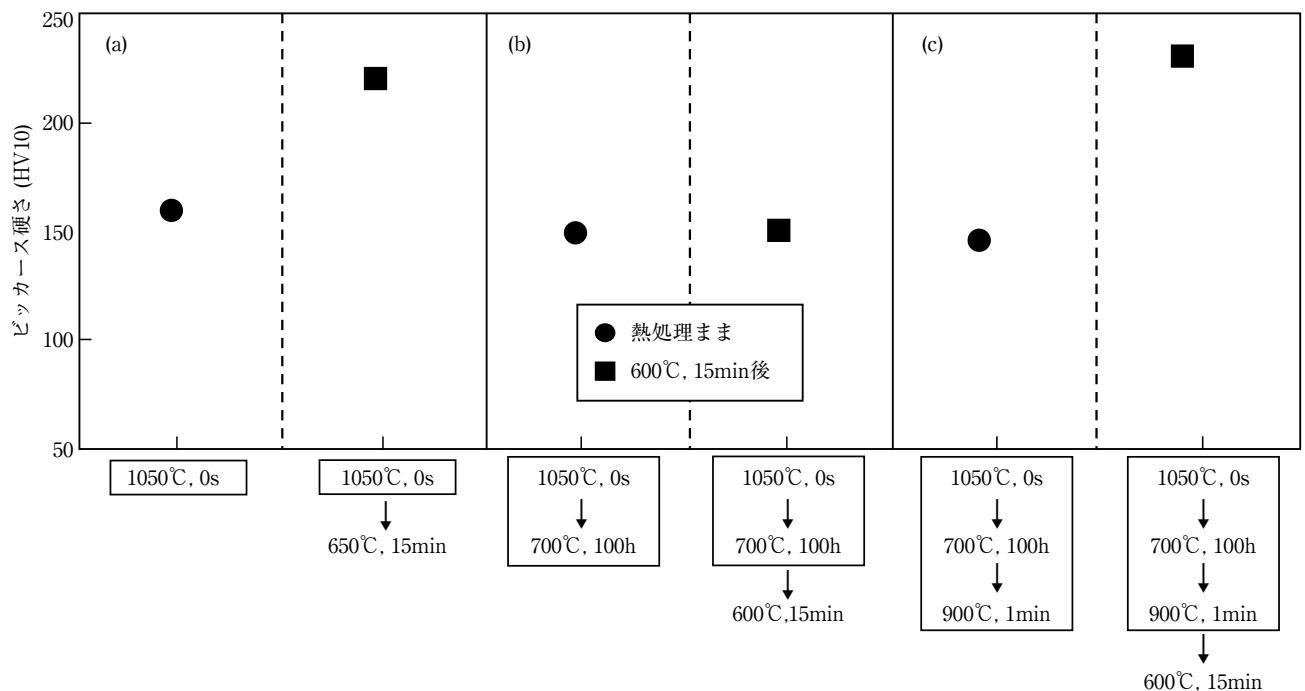


図11 17Cr-1.5Cu-0.55Nb-0.15Ti鋼の600℃、15min前後の硬さ変化

Fig.11 Change in hardness during 600°C, 15min treatment of 17Cr-1.5Cu-0.55Nb-0.15Ti ferritic stainless steel.

### 4.3 Cu含有フェライト系ステンレス鋼の熱疲労特性

図12に試験温度200-900℃、拘束率20%での17Cr-1.5Cu-0.55Nb-0.15Ti鋼の熱疲労試験結果をNSSEM-3とNSSHR-1と併せて示す。17Cr-1.5Cu-0.55Nb-0.15Ti鋼の最大引張応力はNSSEM-3に対して約50MPa、NSSHR-1に対して約80MPaそれぞれ高く、Cuが強度上昇に寄与していると推察できる。図10に示したように上限温度である900℃でCuは添加量である1.5mass%全量が固溶し、下限温度である200℃までの温度低下中に析出すると考えられ、その結果、200℃における強度が上昇する。図12において、17Cr-1.5Cu-0.55Nb-0.15Ti鋼の最大引張応力は、400サイクル付近までほとんど低下していない。このことは、上述した加熱時の上限温度での固溶と冷却時の析出が、交互に繰り返されていることを示唆している。200℃の最大引張応力が上昇した結果、図1の模式図に示したように、非弾性ひずみ範囲 $\Delta\epsilon_p$ が小さくなり、17Cr-1.5Cu-0.55Nb-0.15Ti鋼の $N_f$ は、NSSEM-3と同等となり、優れた熱疲労特性を示すと考えられる。

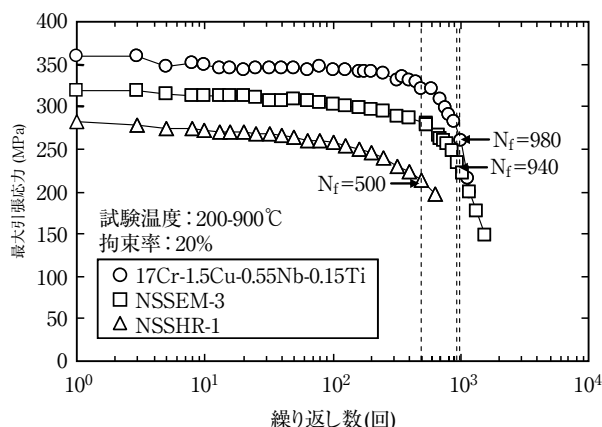


図12 17Cr-1.5Cu-0.55Nb-0.15Ti鋼、NSSEM-3およびNSSHR-1の熱疲労特性

Fig.12 Properties of thermal fatigue of 17Cr-1.5Cu-0.55Nb-0.15Ti steel, NSSEM-3 and NSSHR-1.

図13には、試験温度200-900℃、拘束率30%での17Cr-1.5Cu-0.55Nb-0.15Ti鋼およびNSSEM-3の10サイクル目の温度-応力曲線を示す。1サイクル中に発生する応力は、矢印で示すように変化する。両鋼の応力変化を比較すると、900℃ではNSSEM-3の圧縮応力の方が高くなっている。これは900℃での高温強度がNSSEM-3の方が高いためである。一方、200℃での応力を比較すると、17Cr-1.5Cu-0.55Nb-0.15Ti鋼の方が高くなっており、冷却中にCuが析出し、強度が向上したためと推察される。

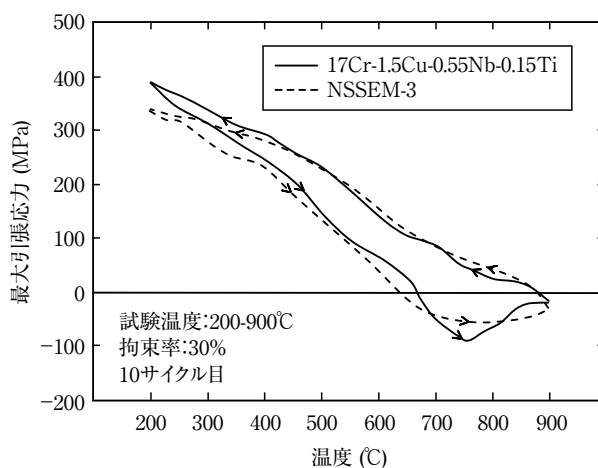


図13 熱疲労試験における10サイクル目の温度-応力曲線

Fig.13 Temperature-stress curves at tenth cycle of thermal fatigue test.

この条件下での $N_f$ は、17Cr-1.5Cu-0.55Nb-0.15Ti鋼が390サイクル、NSSEM-3が410サイクルであり、同等の熱疲労特性を有している。

図7および図9に示したように、Cuは700℃での保持により粗大化するため強度低下が生じる。そこで、Cuの再固溶量が比較的少ない、すなわち600~700℃の析出域に近い、上限温度750℃での熱疲労特性を検討した。図14に試験温度200-750℃、拘束率25および30%での熱疲労試験結果を示す。拘束率25%においても17Cr-1.5Cu-0.55Nb-0.15Ti鋼とNSSEM-3の $N_f$ は同程度であり、上限

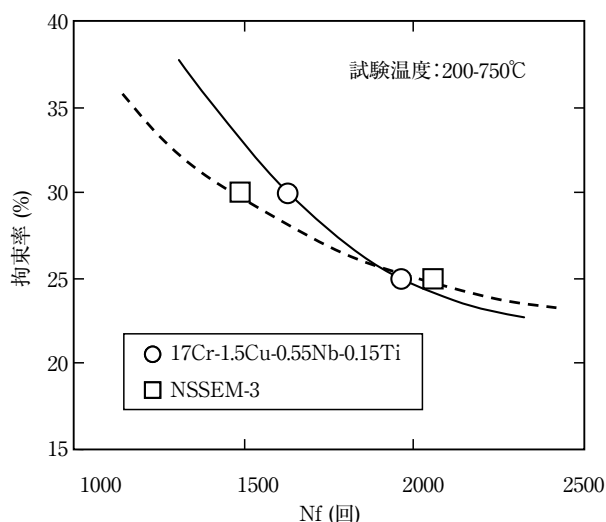


図14 破損繰返し数と拘束率の関係

Fig.14 Relation between percentage of restraint and number of cycles to failure.



温度がCuの再固溶量が比較的少ない750℃であっても、同等の熱疲労特性を有する。これは、750℃での時効初期の強度がNSSEM-3よりも高く、その後の加熱における強度低下分をカバーしていると推察される。試験中の強度変化と熱疲労特性の定量的な相関性については今後の検討を要する。

## 5. Cu含有フェライト系ステンレス鋼NSSEM-Cの諸特性

上述した検討結果に加え、加工性改善にはNb, Tiの複合添加が有効である<sup>19)</sup> こと、Cr量が17mass%で大気中における200h連続酸化試験において17mass%Cr含有鋼は異常酸化が発生せず、エキマニとしての耐酸化性を満足できることから、Type444と同等の熱疲労特性を有し、Moを含まない低コストのフェライト系ステンレス鋼の基本成分を、17Cr-1.4Cu-0.55Nb-0.15Ti (NSSEM-C) とした。

開発鋼NSSEM-Cの代表成分例を表2に示す。本鋼は、17Cr-1.4Cu-0.55Nb-0.15Tiを基本成分としている。冷延焼鈍板(板厚2.0mm)の機械的性質の一例を表3に示す。NSSEM-Cは、NSSHR-1に比べて0.2%耐力、引張強さおよび硬さが高く若干硬質であるものの、NSSEM-3に比べて硬さは低く、同等な伸びを示す。

表2 NSSEM-Cの化学成分例

Table 2 Example of chemical compositions of NSSEM-C (mass%)

C	Si	Mn	Cr	Ti	Nb	Cu	N
0.01	0.2	0.2	17.0	0.15	0.55	1.4	0.01

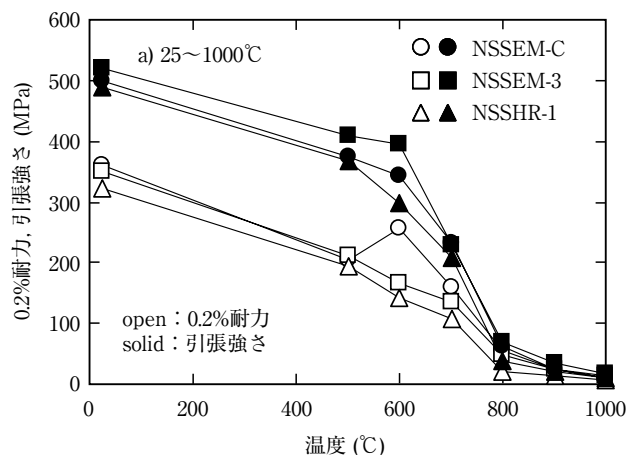


表3 NSSEM-C, NSSEM-3およびNSSHR-1の機械的性質の一例 (板厚2.0mm)

Table 3 Example of mechanical properties of NSSEM-C, NSSEM-3 and NSSHR-1 (thickness : 2.0mm)

steels	0.2%耐力 (MPa)	引張強さ (MPa)	伸び (%)	硬さ (HV)
NSSEM-C	360	500	33	169
NSSEM-3	345	520	32	178
NSSHR-1	320	490	36	158

表4にNSSEM-Cの高周波電線管(外径38.1mm, 板厚2.0mm)の焼鈍前後の機械的性質の一例を示す。造管ままでは、焼鈍材に比べて室温での0.2%耐力、引張強さおよび硬さが高く、伸びが低い。管の焼鈍は高周波加熱にて1000℃にて実施している。焼鈍管の0.2%耐力、引張強さおよび硬さは冷延焼鈍板と同程度であり、造管まま材よりも0.2%耐力は低く、伸びは高い。

図15に板厚2.0mmの冷延焼鈍板の高温引張試験結果を示す。NSSEM-Cはいずれの温度でもNSSHR-1よりも0.2%耐力、引張強さが高い。一方、NSSEM-3と比較すると800℃まではNSSEM-3と同等の0.2%耐力値を有しているが、900℃以上ではNSSEM-3よりも低い。

表4 NSSEM-C鋼管の機械的性質の一例 (φ38.1mm×2.0mm<sup>4)</sup>)

Table 4 Example of mechanical properties of NSSEM-C steel pipes as piped end annealed (φ38.1×2.0mm<sup>4)</sup>)

	0.2%耐力 (MPa)	引張強さ (MPa)	伸び (%)	硬さ (HV)
造管まま	257	540	40	235
焼鈍管	370	500	51	165

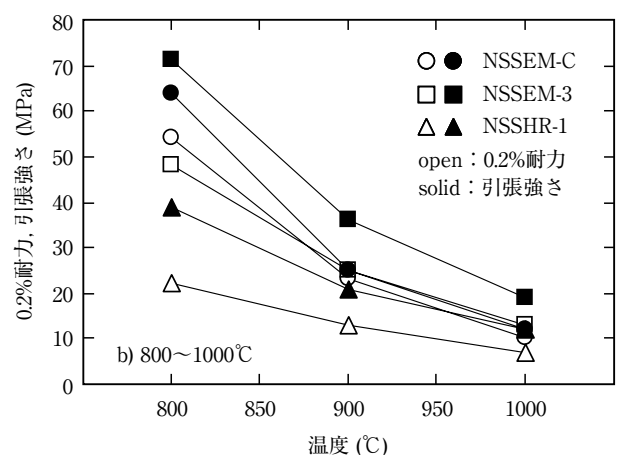


図15 NSSEM-C, NSSEM-3およびNSSHR-1の高温引張特性

Fig.15 Tensile properties at elevated temperatures of NSSEM-C, NSSEM-3 and NSSHR-1.

図16に実ラインで製造したスラブを用い、2章で述べた方法にて丸棒としたNSSEM-Cの熱疲労試験結果を示す。NSSEM-Cは上限温度900℃、800℃、拘束率20～100%の範囲においても、NSSEM-3と同等の破損繰返し数であり、NSSHR-1の約1.8倍の耐久性を有している。

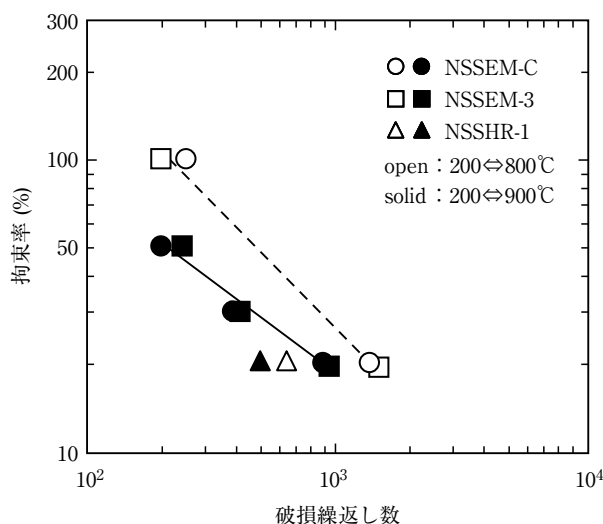


図16 NSSEM-C, NSSEM-3およびNSSHR-1の熱疲労特性  
Fig.16 Properties of thermal fatigue of NSSEM-C, NSSEM-3 and NSSHR-1.

図17に高温高サイクル疲労試験結果を示す。試験には板厚2.0mmの試験片を用いた。試験条件は、温度600℃

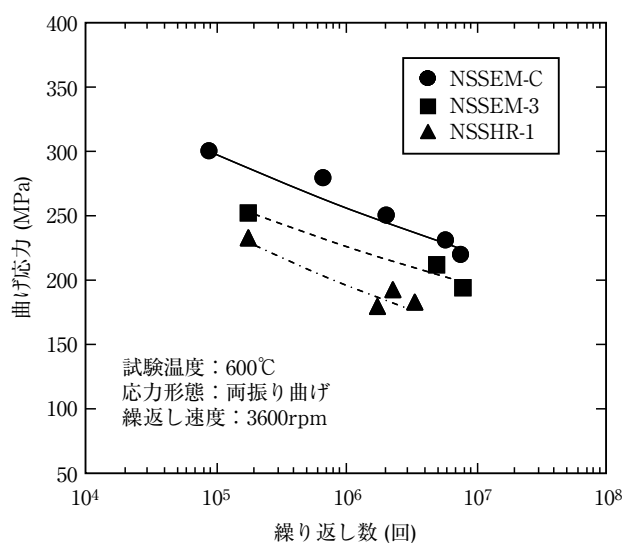


図17 NSSEM-CおよびNSSEM-3の高温疲労特性  
Fig.17 Properties of high cycle fatigue of NSSEM-C and NSSEM-3.

と800℃、曲げ繰返し速度60/s、平均応力0 MPaの両振り曲げとした。NSSEM-Cは、NSSEM-3と同等の疲労強度を示しており、高温での機械的振動に対しても優れた耐久性を有すると考えられる。

図18に高温酸化特性を示す。試験片には、2.0mm<sup>t</sup>×25mm<sup>w</sup>×35mm<sup>l</sup>に加工したものをを用い、全面エメリーペーパーで#400まで研磨後、アセトンで脱脂して試験に供した。900～1000℃の加熱炉に200h、大気中 (1.5% $\text{H}_2\text{O}$ ) の酸化増量を算出した。NSSHR-1は975℃で、NSSEM-C

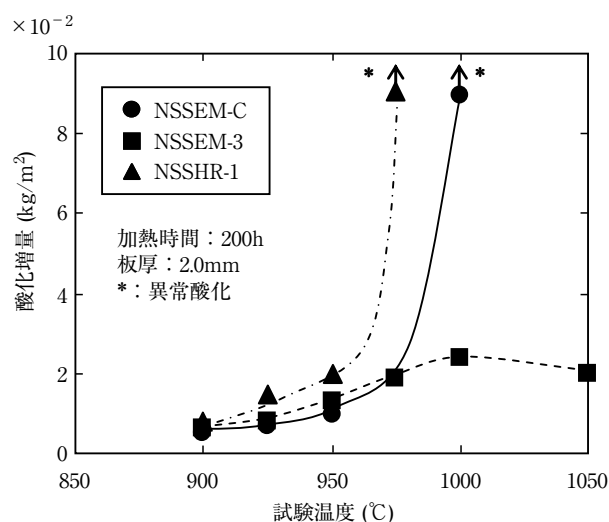
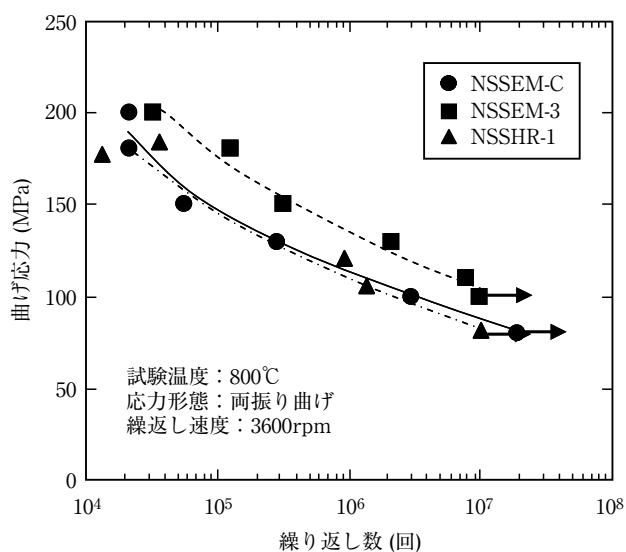


図18 NSSEM-C, NSSEM-3およびNSSHR-1の高温酸化特性  
Fig.18 High-temperature oxidation properties of NSSEM-C, NSSEM-3 and NSSHR-1.



は1000℃でそれぞれ異常酸化を起こし、酸化増量が急激に多くなっている。エキマニの実環境過下での実測温度は900℃以下であるため、実用上は問題ないといえる。

以上のように、NSSEM-CはNSSEM-3と比較して同程度の耐熱性を有し、しかもMoを含有しないことから比較的 low コストで製造可能である。なお、900℃以上の高温強度、高温酸化特性はNSSEM-3よりも若干劣るものの、冷延焼鈍板はNSSEM-3に比べて軟質、高延性であり、耐熱性に加え、加工性にも優れている。

## 6. 結 言

高温強度および熱疲労特性に及ぼすCuの影響を検討し、Type444と同程度の熱疲労特性を有するMoを含まないCu含有フェライト系ステンレス鋼NSSEM-Cを開発した。以下にその結果を示す。

- (1) フェライト系ステンレス鋼へのCu添加は、600～800℃の高温強度改善に有効である。とくに、1.0mass%以上添加した鋼はType444と同程度の0.2%耐力値を示す。
- (2) 上限温度800, 900℃の熱疲労試験において、Cuは冷却中に析出し、最大引張応力を上昇させる。その結果、熱疲労試験時に発生する非弾性ひずみが小さくなり、熱疲労特性が向上する。
- (3) 700℃に長時間曝されることにより、Cuは粗大化し、0.2%耐力は低下するが、上限温度750℃の熱疲労寿命はType444と同程度である。
- (4) 以上の検討結果をもとに、Cu含有フェライト系ステンレス鋼NSSEM-C (17Cr-1.4Cu-0.55Nb-0.15Ti)を開発した。本鋼は、Type444系と同程度の熱疲労特性を有しながら加工性が良好であるため、自動車エキゾーストマニホールド材として適用されている。

## 参考文献

- 1) 石川秀雄：第152, 153回西山記念技術講座, 日本鉄鋼協会編, (1994), 253.
- 2) ふえらむ, 11 (2006), 618.
- 3) 武重伸秀：「ステンレス鋼の高温特性と利用技術」自主フォーラム (耐熱ステンレス鋼の先端技術への利用と将来), 日本鉄鋼協会編, (2005), 1.
- 4) 泉章：特殊鋼, 50-10 (2001), 23.
- 5) 奥 学, 中村定幸, 平松直人, 植松美博：日新製鋼技報, No.74 (1996), 26.
- 6) 奥 学, 中村定幸, 植松美博：日新製鋼技報, No.71 (1995), 65.
- 7) 宮崎淳, 平澤淳一郎, 古君修：川崎製鉄技報, 34 (2002)2, 81.
- 8) 奥 学, 藤村佳幸, 中村定幸, 伊東健次郎, 名越敏郎, 植松美博：日新製鋼技報, No.80 (2000), 32.
- 9) 菊地正夫：溶接学会誌, 72 (2003), 552.
- 10) 渡辺義正, 白谷和彦, 鈴木誠, 岩永省吾, 西野和彰：TOYOTA Tech Rev., 47 (1997), 108.
- 11) 奥学：日本金属学会シンポジウム (自動車用材料の高温特性研究の最先端), 日本金属学会編, (2001), 5.
- 12) 中島孝一, 二村祐一, 土山聡宏, 高木節雄：鉄と鋼, 89 (2003), 524.
- 13) K.OSAMURA, H.HOKUDA, S.SOCHIAI, M.TAKASHIMA, K.ASANO, M.FURUSAKA, K.KISHIDA and F.KUROSAWA : ISIJ, 34 (1994), 359.
- 14) S.S.Ghasemi BANADKOUKI, D, YU and D.P.DUNNE : ISIJ, 36 (1996), 61.
- 15) A.DESCHAMPS, M.MILITZER and W.J.POOLE : ISIJ, 43 (2003), 1826.
- 16) 中村定幸, 鈴木聡, 大久保直人, 長谷川守弘, 宮楠克久：CAMP-ISIJ, 12 (1999), 517
- 17) 高温低サイクル疲労試験法標準, 高温強度部門委員会編, (2003)
- 18) 富田壮郎, 奥学：日新製鋼技報, No.87 (2006), 11.
- 19) 秀嶋保利, 鈴木聡：CAMP-ISIJ, 21 (2008), 603.