

オーステナイトステンレス鋼中のクリープキャビティ表面へのSの偏析およびBN析出とクリープ破断性質への影響

京野 純郎*・新谷 紀雄*

Effect of S Segregation and BN Precipitation to Creep Cavities on Creep Rupture Properties

Junro KYONO and Norio SHINYA

Synopsis : Segregation of S and precipitation of BN on creep cavity surfaces during creep and their effects on creep rupture properties are reported. Auger electron spectroscopy of creep cavitated specimens provided direct evidence of impurity segregation to creep cavity surfaces. Residual S segregated most strongly, and was observed on creep cavity surfaces in crept specimens of a conventional type 304 stainless steel. The segregated S lowers the surface energy of creep cavities, and promotes nucleation of creep cavities. It was thought that the extensive segregation of S brings on extensive creep cavitation and premature failure with low ductility. In the modified 304 stainless steel added with B, N, Ce and Ti, the segregation of S and the creep cavitation were greatly inhibited. Addition of Ce and Ti lowered the amount of S available to segregate to creep cavity surfaces, thereby replacing the segregated S by precipitation of BN. BN is very stable at high temperatures and expected to reduce the surface diffusion rate considerably due to precipitating on creep cavity surfaces. It was suggested that this precipitation of BN on creep cavity surfaces is closely related to the suppression of creep cavitation and high rupture ductility of the modified steel.

Key words : stainless steel; steel for elevated temperature service; precipitation; segregation; creep; ductility; fracture; surface analysis.

1. 緒言

火力発電プラントなどの高温機器に使用されているオーステナイトステンレス鋼の実用的な温度および応力条件下の長時間側で生じる破壊は、粒界の炭化物あるいは σ 相と母相との界面に発生したクリープキャビティの成長による低延性の粒界破壊である¹⁻³⁾。このクリープキャビティの生成速度は、同一鋼種においてもヒート間により異なり、早期にクリープキャビティ生成するヒートはクリープ破断寿命が短く、延性も小さいが、生成速度の遅いヒートは寿命も長く、延性も大きい¹⁻³⁾。

クリープキャビティ生成に及ぼす金属学的因子としては、結晶粒の大きさ、粒界の性格⁴⁾、粒界析出物、微量不純物などがある。微量不純物に関しては、不純物がクリープキャビティの表面に偏析していることが確認され⁵⁻⁸⁾、偏析した不純物がクリープキャビティ生成を加速する^{8,9)}と考えられている。しかしながら他の要因に比べ実験例も少なく、定量的、体系的なデータはないため、その効果は明瞭とは言えない。

合金を真空中で加熱すると、析出している化合物が分解して分解元素が表面に偏析し、表面で化合物を形成することが知られている。Nを多く含んだオーステナイトステン

レス鋼では表面にBNが析出することが確認され¹⁰⁾、このBN析出の表面被覆への応用¹¹⁾も図られている。クリープキャビティの内部は真空に近い状態であるので、クリープキャビティ表面にも外表面と同様にBN析出を期待することができる。クリープキャビティ表面を析出したBNで覆うことができたならば、BNは高温で極めて安定なので、クリープキャビティ表面での拡散を抑制し、その成長を阻止することも可能であろう。

本研究では、クリープキャビティ表面への不純物、とくに最も表面活性なSの偏析を確認し、次にこのSを除いて、BNを析出することを目的として、B, N, Ce, およびTiを添加した改良型304ステンレス鋼を溶製し、クリープキャビティの生成挙動、クリープキャビティ表面へのSの偏析およびBNの析出、さらにクリープキャビティ表面への偏析・析出現象とクリープ破断性質との関連について調べた。

2. 実験方法

供試材として、Table 1に示す3鋼種を溶製して用いた。この3鋼種は、比較材としてのSUS304H鋼と同等の304鋼、クリープキャビティ表面へのBN析出を意図し、BとNを

約0.070%添加し、Sを除くためCe^{12,13)}を添加した304BN鋼、そしてB, N, Ceに加えてさらにSを除くためTi^{14,17)}を約0.3%加えた304BNTi鋼である。固溶化処理温度は、結晶粒の大きさがいずれの鋼種もほぼ同じ大きさになるように、Table 2に示すように、成分元素を考慮して1130~1180°Cの温度範囲で行った。結晶粒度は5.0~5.5の範囲内に調整できた。

クリープ破断試験は、750°Cで98~31 MPaの試験条件で行った。応力、63 MPaの条件については、クリープ破断寿命比が約0.7および0.85のところまでクリープ試験を中断し、クリープ中断試験片を得た。クリープ試験片の薄膜による微細組織の透過電顕観察、クリープキャビティの走査電顕観察を行った。クリープキャビティ生成量の定量的な計測は密度変化測定¹⁸⁻²⁰⁾により行った。クリープキャビティ表面への不純物などの偏析、析出調査は、走査型オージェ電子分光分析装置 (SAM660) を用いて行った。計測面は、試料を装置内で液体窒素温度域まで冷やし、衝撃破壊した破面とし、破面上のクリープキャビティを狙って分析した。

3. 実験結果

3.1 クリープ破断性質

Fig. 1に供試材3鋼種の試験温度750°Cにおけるクリープ破断試験結果を示す。3鋼種のクリープ破断強度を比較す

Table 1. Chemical compositions of steels used (mass%).

Steel	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Al	B	N	Ti	Ce
304	0.082	0.49	1.62	0.021	0.009	10.05	19.07	0.006	---	0.0072	---	---
304BN	0.092	0.53	1.50	0.020	0.002	10.06	19.13	0.043	0.074	0.0732	---	0.007
304BNTi	0.096	0.50	1.52	0.020	0.002	10.07	19.16	0.049	0.070	0.0635	0.33	0.008

Table 2. Heat treatments and grain sizes.

Steel	Heat treatment	Grain size number
304	1130 °C × 30min → W.Q.	5.5 (60μm)
304BN	1180 °C × 30min → W.Q.	5.0 (70μm)
304BNTi	1180 °C × 30min → W.Q.	5.0 (70μm)

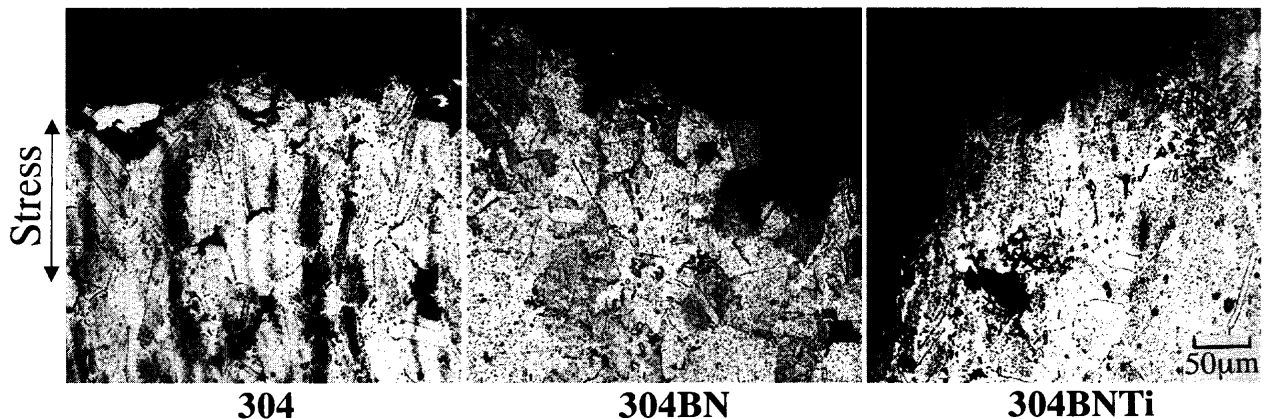


Fig. 2. Optical micrographs showing ruptured zones of specimens crept at 750°C and 63MPa for 333 h; 304, 2,660 h; 304BN and 11,900 h; 304BNTi.

ると、クリープ破断寿命は304鋼が最も短く、304BN鋼は304鋼より1桁ほど長く、そして304BNTi鋼は304BN鋼よりさらに5倍ほど長い。304BNTi鋼は寿命が長いことに加え、長時間側でも安定しており高強度である。クリープ破断延性は、破断伸び、絞りとも304BN鋼が最も小さく、304鋼は中間に位置し、304BNTi鋼は最も大きく、とくに長時間側の304BNTi鋼の破断伸び、絞りは他に比べて大きい。

Fig. 2に、750°C, 63 MPaの条件で破断した3鋼種の試験片破断部の縦割り断面の光顕写真を示す。304鋼は短時間破断のため、粒内破断であるものの粒界クラックが多く見られる。304BN鋼は結晶粒の変形が小さく、破面はクラックが結晶粒界を通る粒界破壊である。304BNTi鋼は破断部

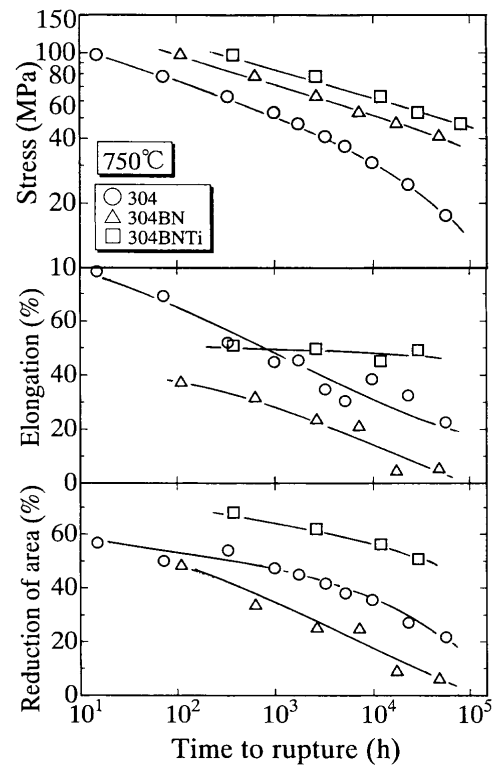


Fig. 1. Creep rupture properties of 304, 304BN and 304BNTi steels.

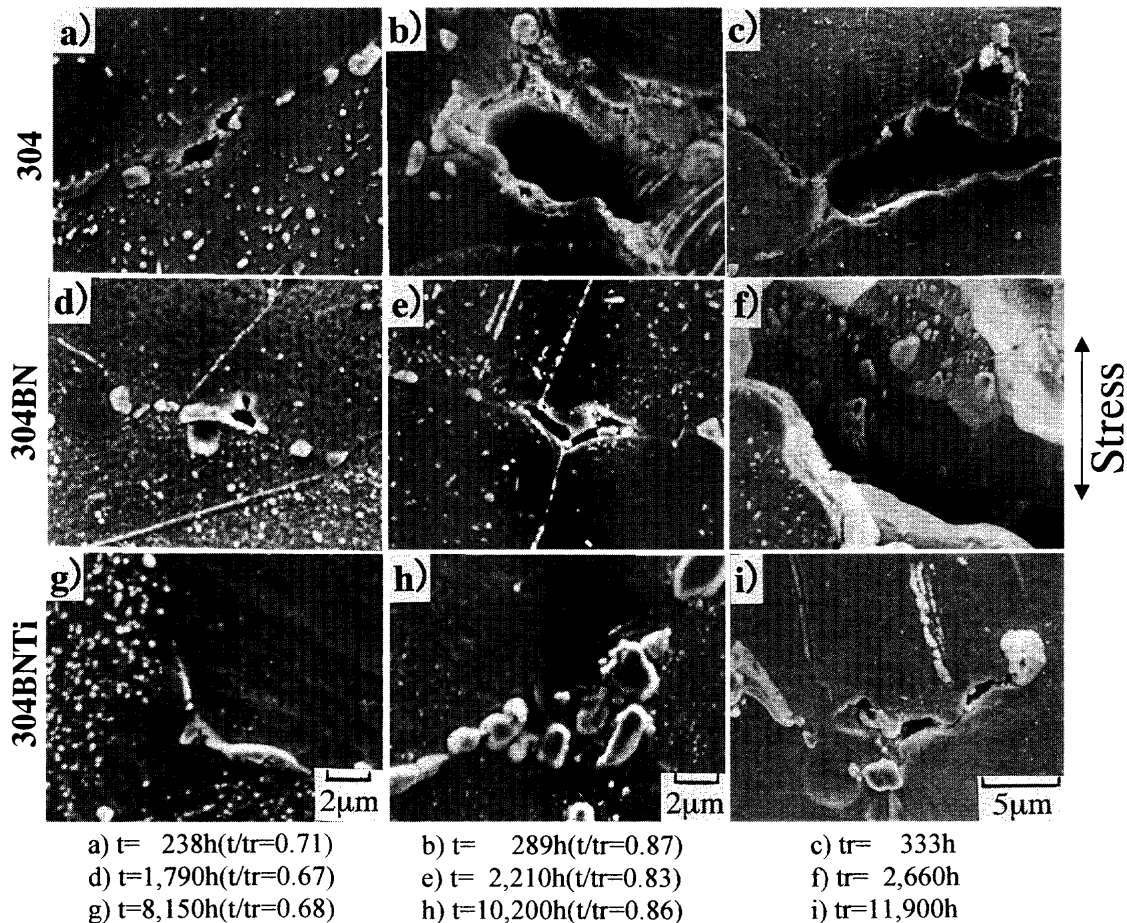


Fig. 3. Typical SEM micrographs of specimens crept at 750°C and 63 MPa.

近傍の結晶粒が応力軸方向に長く伸ばされ、破面は粒内破壊である。破断時間はそれぞれ304鋼；333 h, 304BN鋼；2,660 h, 304BNTi鋼；11,900 hであり、304BNTi鋼の破断寿命は格段に長いにもかかわらず、破壊形態は粒内破壊で破断部の変形が大きい。通常は破断時間が長くなると粒内破壊から粒界破壊へと破壊形態が変化する。304BNTi鋼の高破断延性は特異的といえよう。

3.2 クリープキャビティの生成

Fig. 3 に、3鋼種の750°C, 63 MPaのクリープ中断試験片およびクリープ破断試験片の縦割り断面の走査電顕写真を、同じクリープ破断寿命比で比較して示す。クリープ破断試験片については、破面から十分離れた一様伸び部を観察している。3鋼種ともクリープキャビティが観察されているが、クリープキャビティの生成数や大きさには明瞭な違いがある。とくに304BNTi鋼はクリープキャビティの生成数が少なく、その大きさも著しく小さい。破断試験片においてもクラック状に成長しているものは見られない。一般に破断時間が長くなるとクリープキャビティの生成が顕著になる。304BNTi鋼は他の2鋼より格段に破断寿命が長いことを考慮すると、きわだった特徴といえる。

Fig. 4に、クリープ中断試験片および破断試験片から採取した試料の試験前に対する密度変化を、クリープ曲線と

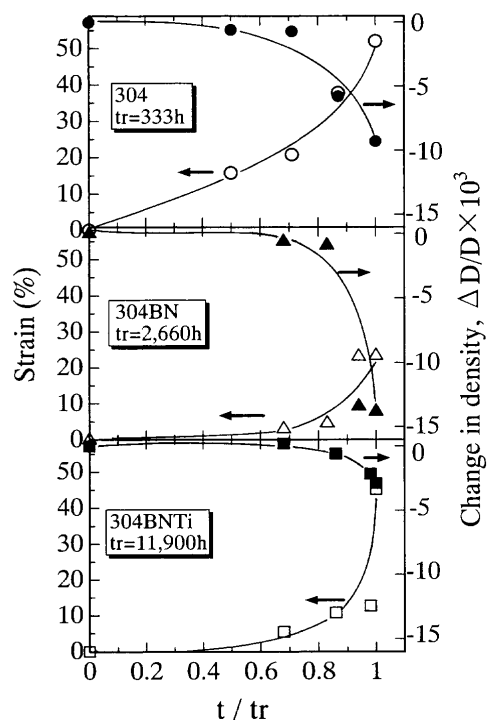


Fig. 4. Creep curves and change in density during creep at 750°C and 63 MPa.

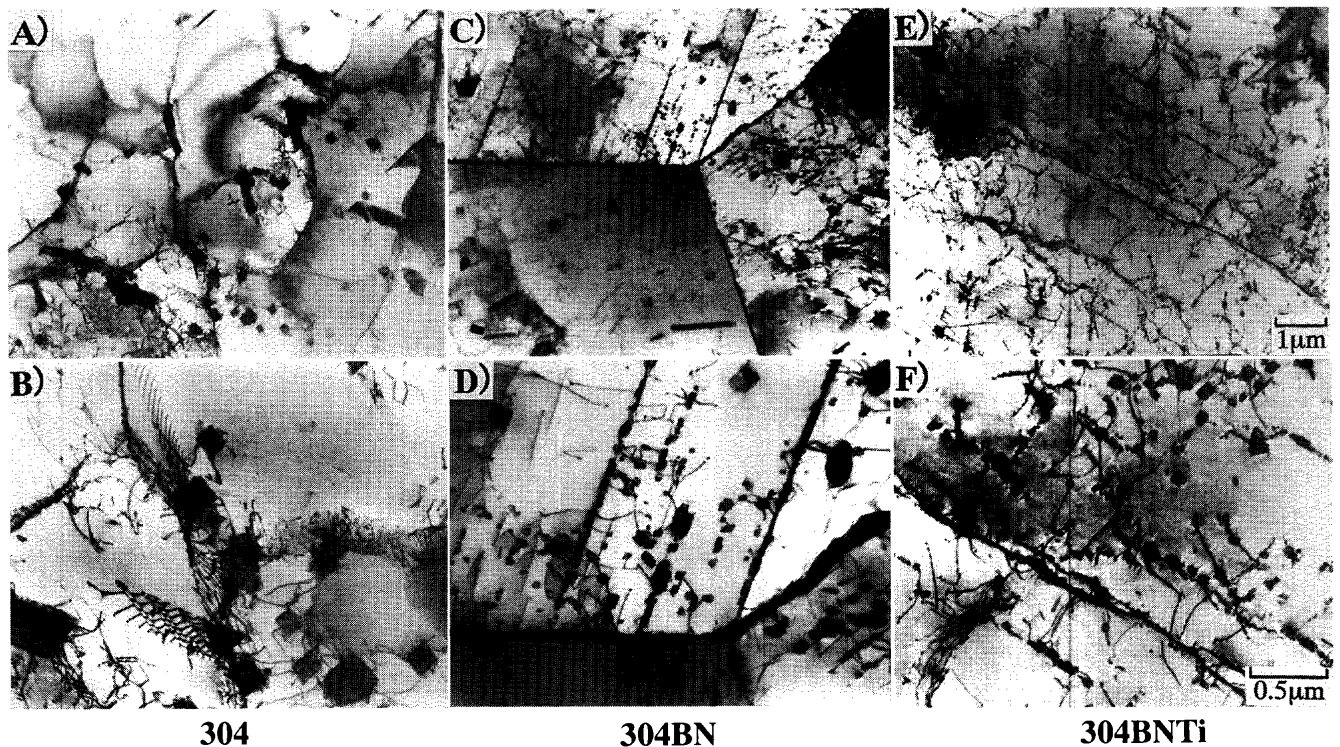


Fig. 5. Transmission electron micrographs of specimens crept at 750°C and 63 MPa for 290 h ($t/tr=0.87$); 304, 2,210 h ($t/tr=0.83$); 304BN and 10,200 h ($t/tr=0.86$); 304BNTi.

比較して示す。密度の減少傾向は3鋼種とも類似で、クリープ曲線のひずみ増加傾向と対応して密度は減少し、第3期クリープ域に入ると密度の減少傾向は加速する。しかし、304BNTi鋼の密度変化の値は他に比べはるかに小さく、密度の減少傾向も緩やかである。密度の減少は主としてクリープキャビティの生成により生じ^{18,19)}、その減少量はクリープキャビティ生成数とその大きさを乗じたクリープキャビティの総体積に対応する量である。したがって、Fig. 3およびFig. 4より、304BNTi鋼ではクリープキャビティの生成が著しく抑制されているといえる。

3.3 微細組織

Fig. 5に、クリープ中断試験片から採取した薄膜の透過電顕写真を示す。クリープ試験は750°C, 63 MPaの条件で、試験時間は304鋼は289 h, 304BN鋼は2,210 h, そして304BNTi鋼は10,200 hで、クリープ破断寿命比はいずれも約0.85である。304鋼には、 $M_{23}C_6$ と考えられる四角板状の析出物が見られ、転位組織は回復が進み、サブバウンダリーを形成している。304BN鋼にも $M_{23}C_6$ と考えられる四角板状と粒状の析出物が数多くみられるが、その大きさは304鋼に比べはるかに小さい。転位はこれら析出物と相互作用を示し、析出物にトラップされている。304BNTi鋼の組織は、304BN鋼とほぼ同じであるが、TiCあるいはTiNと考えられる、より微細な析出物が転位上に析出している。

3.4 クリープキャビティ表面の元素分析

クリープ中断試験片および破断試験片からオージェ電子

分光分析用試料を切り出し、オージェ電子分光装置内で破壊し、破面上に露出したクリープキャビティ表面の元素分析を行った。Fig. 6に破面の走査電顕写真を示す。304鋼と304BN鋼の破面上にクリープキャビティが露出しており、その表面からのオージェスペクトルが容易に得られた。それに対し、304BNTi鋼はなかなか粒界破面が得られず、またクリープキャビティの生成数が少なく、その大きさも小さいので、破面に露出しているクリープキャビティもわずかである。さらに破壊時の延性が大きく、クリープキャビティの形状が変形している。

Fig. 7に、クリープキャビティ表面から得られたオージェスペクトルの一例を示す。304鋼および304BN鋼に生成しているクリープキャビティ表面は、Fig. 7に示すように、いずれもピーク高さの高いSのピークが見られる。それに対し、304BNTi鋼のクリープキャビティのスペクトルは、Sのピークが低く、BとNのピークが見られる。また、Oのピークが最も高くなっているが、これは試料がうまく割れず、衝撃破壊を繰り返したことや、クリープキャビティを見つけるのに時間がかかったことなどによる試料の汚染によると考えられる。しかし、304BNTi鋼のクリープキャビティ表面は、304鋼や304BN鋼とは明らかに異なり、Sの偏析はわずかであり、BとNが偏析している。Bのスペクトルの形状をみると(Fig. 7)、Stulenら¹⁰⁾によって報告されたBNを形成しているBのスペクトル形状と一致しており、クリープキャビティ表面に偏析したBとNはBNを形成していると考えられる。

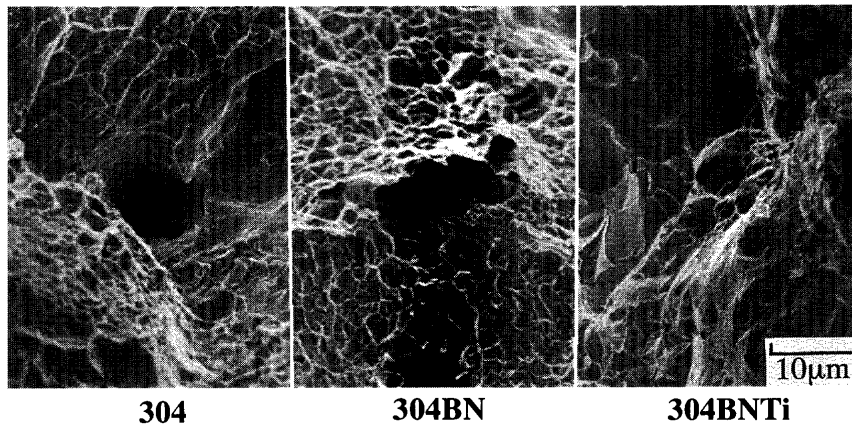


Fig. 6. SEM micrographs of fractured surface of specimens crept at 750°C and 63 MPa for 290 h (t/tr=0.87); 304, 2,210 h (t/tr=0.83); 304BN and 10,200 h (t/tr=0.86); 304BNTi.

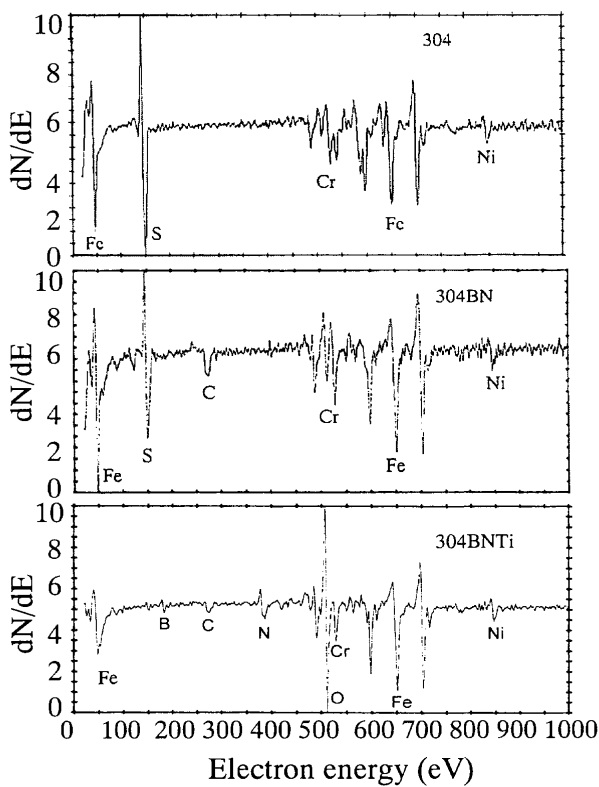


Fig. 7. Auger spectra from creep cavities at fractured surfaces of specimens crept at 750°C and 63 MPa for 304, 304BN and 304BNTi steels.

4. 考察

4.1 Sのクリープキャビティ表面への偏析

オーステナイトステンレス鋼のクリープ中に粒界に生成したクリープキャビティの表面にSが偏析しているのが観察され⁶⁻⁸⁾、このSの偏析がクリープキャビティ生成と、クリープキャビティによる粒界破壊を促進することが示唆されている。このクリープキャビティ表面へのSの偏析は、クリープキャビティの核生成を容易にすると考えられている^{21,22)}。クリープキャビティの成長は、粒界の応力集中部

に空孔が凝集するその半径の大きさが、ある一定値、 r_c を超えると始まるが、その r_c は次式で表される。

$$r_c = 2\gamma_s / \sigma_n \dots\dots\dots (1)$$

ここで、 γ_s はクリープキャビティの表面エネルギー、 σ_n は粒界に対して垂直の応力成分である。

Sがクリープキャビティ表面に偏析すると γ_s は約半分に減少する²³⁾とされており、 r_c も1/2となりクリープキャビティの核生成は容易となる。

Sのクリープキャビティ表面への偏析は、表面での拡散速度を3桁近く速めることが知られている^{22,24,25)}。クリープキャビティの成長速度には、クリープキャビティ表面での拡散速度と粒界拡散とが関与しており、基本的には、表面および粒界の遅い方の拡散速度が成長速度を律速する。したがって、表面拡散が律速の場合には、Sの偏析はクリープキャビティの成長速度を著しく速めることになる。

304鋼および304BN鋼ともクリープキャビティ表面にSが偏析しており、そのピーク高さから、クリープキャビティ表面のかなりの部分を覆っていると考えられる。両鋼のクリープキャビティの生成数が多く、その大きさが大きいのは、Sの偏析によりクリープキャビティの核生成が促進され、早期にクリープキャビティの成長が始まるためと考えられる。成長速度へのS偏析の影響は、オーステナイトステンレス鋼のクリープキャビティ成長の律速過程は粒界拡散と考えられているので²⁶⁾、あまりないと考えられるが、明確ではない。

304鋼はSを通常レベルの量(0.009%)含んでいるのに対し、304BN鋼はCe添加により、Sの量は0.002%以下まで減少している。この0.002%以下のSもすべて固溶しているわけではなく、 $Ce_2O_2S_2$ や Ce_2S_3 の化合物を形成している^{12,13)}と考えられる。固溶しているSは極めて少ないと考えられるが、それでも容易にクリープキャビティ表面に偏析してくる。これはSが極めて表面活性である²⁷⁾ため、微量であっても他の元素を押しつけて表面に偏析してくるの

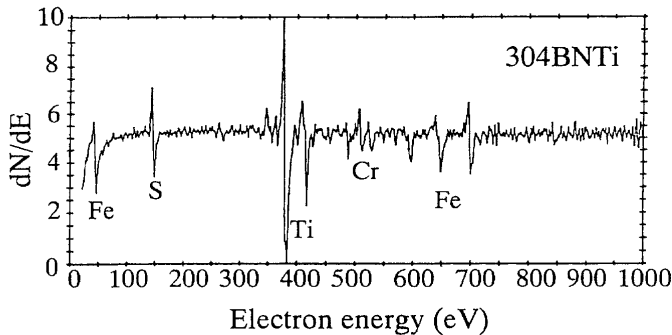


Fig. 8. Auger spectrum from precipitate on fractured surface of creep tested 304BNTi steel.

であろう。

304BNTi鋼は、固溶するSをさらに除去する目的で、Ceに加えてTiを0.33%添加している。Tiは硫化物を形成しやすく、TiS、Ti₂S、およびTi₄C₂S₂の硫化物を形成し¹⁴⁻¹⁷、固溶して表面に偏析するSを固定化する。304BNTi鋼の電解抽出残さのX線回折では、Tiの硫化物を同定できなかったが、同じ手法でSUS321HTB材のクリープ試験後の試料からTi₄C₂S₂が同定されている。304BNTi鋼でTiの硫化物を同定できなかったのは、おそらく、Sの量が少なく、Tiの硫化物の量も少なかったためであろう。オーグեսペクトル分析のための破面観察の際に、炭化物と形態の異なる析出物のオーグեսペクトル分析を行い、Fig. 8に示すTiとSの高いピークが見られ、Tiの硫化物が形成されていることがわかった。Tiの添加は固溶しているSを硫化物として固定するのに有効で、304BNTi鋼だけがクリープキャビティ表面へのS偏析を阻止でき、BとNの偏析が見られたのは、Ceに加えてTi添加の効果と考えられる。

4.2 クリープキャビティ表面へのBNの析出

Stulenら¹⁰⁾は、Nを0.27%含んだオーステナイトステンレス鋼を真空中で700°C×1h加熱することにより、表面にBNが析出してくると報告している。新居および吉原ら²⁸⁻³⁰⁾は、オーステナイトステンレス鋼へのBNコーティングを目的とし、妨害元素であるSをCe添加により硫化物として固定し、727°C以上の真空加熱を行うことで、表面を75%以上覆うBNの析出に成功している。クリープキャビティの中は真空に近い状態であるから、BおよびNを添加しSを除けば、外表面と同様にクリープ中でクリープキャビティ表面にBNが析出するはずである。304BNTi鋼はクリープ破断延性が大きく、粒界破壊が得にくいなど計測条件が良くなかったが、それでもBとNの明瞭なピークがみられ(Fig. 7)、BとNがクリープキャビティ表面に偏析し、しかもそのスペクトル形状からBNを形成していると考えられた。外表面へのBN析出に成功したと同様の成分の304BN鋼にはBNの析出は見られず、Sが偏析していた。試料内部に点在するクリープキャビティへのSの偏析は外表面より拡散パスが短く容易なため、より徹底してS

を除く必要があるだろう。

表面に析出するBNは六方晶の結晶構造(hBN)を持ち、表面法線方向にC軸が平行になるように配向性をもって結晶成長する^{31,32)}ことが報告されている。このBNは高温で極めて安定であり、クリープキャビティ表面がBNで覆われれば、クリープキャビティ表面でのクリープ中の表面拡散はほとんど生じないことになり、クリープキャビティ成長は止まると予測される。304BNTi鋼に生成したクリープキャビティが他の鋼より少なく小さいのは、クリープキャビティ表面へのS偏析を防ぎ、代わりにBNを析出させたことによると考えられる。ただし、クリープキャビティ表面にBNが析出していることが確認されたものの、今後、その効果があるほどに表面を覆っているかの確認や、クリープキャビティ成長阻止のより詳細なメカニズムの検討などが必要であろう。

4.3 クリープ破断強度と破断延性

3鋼種のクリープ破断強度を比較すると、304鋼より304BN鋼の方が強度が高く、304BN鋼より304BNTi鋼の方がよりいっそう強度が高い(Fig. 1)。Bの添加は粒界の強度を高め、粒界破壊を抑制して長時間での破断強度を高め³³⁻³⁶⁾、N添加はNの固溶強化によりクリープ速度を遅くする^{33,37-39)}ことが報告されている。また、BはM₂₃C₆型の炭化物を微細で密に分散させる⁴⁰⁾とされている。Fig. 5に示されるように、304BN鋼は304鋼より析出物が微細で密である。この析出強化とNの固溶強化によって強度が上昇しているであろう。304BNTi鋼は、これに加え、いっそう微細なTiCあるいはTiNが転位上に析出し、析出強化がいっそう高まり、最も高い破断強度を示しているであろう。

クリープ破断伸びおよび絞りは、304BNTi鋼が最も大きな値を示し(Fig. 1)、長時間側の破断も粒内破壊で(Fig. 2)破断延性もあまり低下していない。一方、304鋼および304BN鋼は長時間破断になると粒界破壊となり、破断延性が低下する。304BN鋼においてはとくにその傾向が著しい。304BNTi鋼と他の2鋼との本質的な違いは、304BNTi鋼においてはクリープキャビティ生成が抑制され、生成数も少なく、大きさも小さいのに対し、他の2鋼はクリープキャビティ生成が著しく、粒界破壊を容易に起こしていることによる。このクリープキャビティ生成の違いは、304BNTi鋼のクリープキャビティ表面には高温で安定なBN析出しているのに対し、他の2鋼はクリープキャビティ生成を促進するSが偏析しているためであろう。

Bは以前より、粒界を強化し粒界破壊に対する抵抗を高める³³⁻³⁶⁾とされているが、B添加の304BN鋼の破断延性が最も低いことから、B添加だけで破断延性の改善には結びつかず、Bを粒界に偏析させたり、本報告におけるように、クリープキャビティ表面にBNとして析出させることが必要なのであろう。

5. 結言

クリープキャビティ表面への微量元素の偏析や析出現象に着目し、その偏析現象を確認するとともに、高温で安定な化合物を析出させることにより、クリープキャビティ成長を抑制するという新しい試みを行った。SUS304H鋼をベースとし、最も表面活性が高く、クリープキャビティ表面偏析しやすいSを低減化し、さらにBとNを添加してクリープキャビティ表面へのBNの析出を意図した鋼を溶製した。これらの供試材についてクリープ破断性質、クリープキャビティ生成挙動、クリープキャビティ表面への偏析と析出について調べ、次のような結果が得られた。

(1) SUS304H鋼相当の304鋼およびCeでSを低減化しBとNを添加した304BN鋼は、クリープ中のクリープキャビティ生成が著しく、粒界破壊を起こし、長時間側でのクリープ破断伸びおよび絞りが著しく低下する。

(2) 304鋼および304BN鋼のクリープキャビティ表面にはSが偏析しており、S偏析がクリープキャビティ表面エネルギーを低下させ、クリープキャビティ生成を促進したと考えられた。

(3) 304BN鋼に、固溶Sをより徹底して除くことを目的にTiを添加した304BNTi鋼は、クリープ中のクリープキャビティ生成が少なく、長時間クリープ破断様式も粒内破壊で大きな破断伸びおよび絞りを示した。

(4) 304BNTi鋼のクリープキャビティ表面にはSの代わりにBとNが偏析し、化合物のBNを形成していた。BNは高温で安定であるので、BN析出によりクリープキャビティ成長は抑制され、その結果粒界破壊を阻止できたと考えられた。

終わりに、本研究を進めるにあたり、種々のご助言をいただきました物質・材料研究機構、吉原一紘博士、土佐正弘博士、ならびに吉武道子博士に深く感謝致します。

文 献

1) N.Shinya, J.Kyono, H.Tanaka, M.Murata and S.Yokoi: *Tetsu-to-Hagané*, **69** (1983), 1668.
 2) N.Shinya, H.Tanaka, M.Murata, M.Kaise and S.Yokoi: *Tetsu-to-*

Hagané, **71** (1985), 114.
 3) H.Tanaka, M.Murata and N.Shinya: *Tetsu-to-Hagané*, **78** (1992), 934.
 4) T.Watanabe: *Mater. Sci. Eng.*, **A166** (1993), 11.
 5) U.Franzoni, H.Goretzki and S.Sturlese: *Scr. Metall.*, **15** (1981), 743.
 6) C.L.White, R.A.Padgett and R.W.Swindeman: *Scr. Metall.*, **15** (1981), 777.
 7) R.W.Swindeman, V.K.Sikka and R.L.Klueh: *Metall. Trans. A*, **14A** (1983), 581.
 8) C.L.White, J.H.Schneibel and R.A.Radgett: *Metall. Trans. A*, **14A** (1983), 595.
 9) K.S.Yu, A.Joshi and W.D.Nix: *Metall. Trans. A*, **14A** (1983), 2447.
 10) R.H.Stulen and R.Bastasz: *J. Vac. Sci. Technol.*, **16** (1979), 940.
 11) M.Tosa, A.Itakura and K.Yoshihara: *Materia Jpn.*, **32** (1993), 775.
 12) T.Funakoshi, T.Tanaka, S.Ueda, M.Ishikawa, N.Koshizuka and K.Kobayashi: *Tetsu-to-Hagané*, **63** (1977), 105.
 13) F.Cosandey, D.Li, F.Sczerzenie and J.K.Tien: *Metall. Trans. A*, **14A** (1983), 611.
 14) E.E.Bloom, J.M.Leitaker and J.O.Stiegler: *Nucl. Technol.*, **31** (1976), 232.
 15) W.J.Liu, S.Yue and J.J.Jonas: *Metall. Trans. A*, **20A** (1989), 1907.
 16) M.Prikryl, Y.P.Lin and S.V.Subramanian: *Scr. Metall.*, **24** (1990), 375.
 17) M.Hua, C.I.Garcia and A.J.DeArdu: *Scr. Metall.*, **28** (1993), 973.
 18) N.Shinya and S.R.Keown: *Met. Sci.*, **13** (1979), 89.
 19) H.Tanaka, M.Murata, M.Kaise and N.Shinya: *Tetsu-to-Hagané*, **74** (1988), 2009.
 20) J.Kyono, N.Shinya, H.Kushima and R.Horiuchi: *Tetsu-to-Hagané*, **79** (1993), 604.
 21) M.H.Yoo and H.Trinkaus: *Metall. Trans. A*, **14A** (1983), 547.
 22) W.D.Nix, K.S.Yu and J.S.Wang: *Metall. Trans. A*, **14A** (1983), 563.
 23) M.P.Seah: *Surf. Sci.*, **53** (1975), 168.
 24) G.E.Rhead: *Surf. Sci.*, **47** (1975), 207.
 25) F.Delamare and G.E.Rhead: *Surf. Sci.*, **28** (1971), 267.
 26) O.R.Argate and L.Martinez: *Mater. Sci. Eng. A*, **101** (1988), 1.
 27) K.Yoshihara and K.Nii: *J. Jpn. Inst. Met.*, **46** (1982), 963.
 28) K.Yoshihara, M.Tosa and K.Nii: *J. Vac. Sci. Technol. A*, **3** (1985), 1804.
 29) K.Nii and K.Yoshihara: *J. Mater. Eng.*, **9** (1987), 41.
 30) M.Tosa and K.Yoshihara: *J. Vac. Soc. Jpn.*, **33** (1990), 520.
 31) D.Fujita, A.Tanaka and T.Honma: *J. Vac. Soc. Jpn.*, **29** (1986), 360.
 32) D.Fujita, P.J.De, T.Honma, T.Takatoh and M.Sasabe: *J. Vac. Soc. Jpn.*, **32** (1989), 131.
 33) Y.Kawabe and R.Nakagawa: *Tetsu-to-Hagané*, **53** (1967), 46.
 34) Y.Kawabe, R.Nakagawa and T.Mukoyama: *Tetsu-to-Hagané*, **54** (1968), 473.
 35) H.Yoshida, K.Koike and R.Yoda: *Tetsu-to-Hagané*, **56** (1970), 69.
 36) X.X.Yao: *Mater. Sci. Eng.*, **A271** (1999), 353.
 37) H.Uchida and M.Fujiwara: *Tetsu-to-Hagané*, **82** (1996), 514.
 38) V.G.Gravriljuk, H.Berns, C.Escher, N.I.Glavatskaya, A.Sozinov and Yu.N.Petrov: *Mater. Sci. Eng.*, **A271** (1999), 14.
 39) M.L.Byrnes, M.Grujicic and W.S.Owen: *Acta Metall.*, **35** (1987), 1853.
 40) T.Shinoda, R.Tanaka, T.Ishii, T.Mimino and K.Kinoshita: *Tetsu-to-Hagané*, **56** (1970), 1231.