

347 ステンレス鋼に生成するクリープキャビティの B 偏析による自己修復[†]

新 谷 紀 雄* 京 野 純 郎* Kinker LAHA**

Self-Healing Effect of B Segregation on Creep Cavitation in Type 347 Austenitic Stainless Steel

by

Norio SHINYA*, Junro KYONO* and Kinker LAHA**

The previous work showed that the precipitation of boron nitride at creep cavity surface suppressed the cavity growth and provided a type 304 austenitic stainless steel with a self-healing effect on the creep cavitation. The self-healing effect on the cavitation improved the long time creep rupture strength and ductility remarkably. In order to provide a type 347 austenitic stainless steel with the similar self-healing effect, the composition of the steel was modified with the addition of boron and cerium. An improvement of rupture strength coupled with rupture ductility of the steel was observed with the boron and cerium additions. Mobile sulfur in the steel was removed by formation of Ce_2O_2S , Ce_2S_3 and TiS . Auger electron spectroscopic analyses of the chemistry of creep cavity surface, exposed by breaking the crept specimen at liquid nitrogen temperature under impact loading, revealed the segregation of elemental boron on the creep cavity surface. The boron segregation at the creep cavity surface in the absence of sulfur contamination suppressed the cavity growth and improved the creep rupture properties by the self-healing effect of the boron segregation. The self-healing effect of the elemental boron segregation was compared with that of the boron nitride precipitation.

Key words : 347 stainless steel, Rupture strength, Rupture ductility, Creep cavity, Self-healing, Boron segregation, Surface analysis

1 緒 言

耐熱鋼の主要な用途である火力発電プラントのボイラやタービンなどは 20 年以上に亘って使用されている。このような長時間に亘るクリープ領域での使用により生じる主要な損傷はクリープキャビティであり、想定される破壊は、クリープキャビティの成長による粒界破壊である。^{1)~3)}クリープキャビティによる破壊は、その破断寿命が外挿法などにより推定される寿命よりも著しく短く、また破断伸びや絞りが小さい。^{1)~3)}そのため、破壊の予測が困難で、突然破壊が起きるようにみえる危険な破壊様式である。

耐熱鋼の実用的な使用領域、即ち 10 万時間を超える長時間のクリープ破断強度や破断延性の向上を図るには、クリープキャビティの生成を抑制することが、先ず必要なことであろう。そのため、著者らは 304 ステンレス鋼を対象として、生成したクリープキャビティの成長を抑制するため、クリープキャビティ表面に高温で安定な化合物である BN を析出させる試みを行った。BN を析出させるため、クリープキャビティ表面に優先的に偏析して他の元素がクリープキャビティ表面に偏析するのを妨害する S を固定化させた。Ce と Ti を添加して硫化物を形成させることにより S を固定し、B と N を添加してクリープキャビティ表面に BN を析出させた。BN 析出に

より、304 ステンレス鋼の長時間クリープ破断強度と延性を大幅に向上させることに成功し、その結果を本誌に既に報告した。⁴⁾

347 ステンレス鋼は、主要な 18Cr-8Ni 系ステンレス鋼の中ではクリープ破断強度が最も高いが、長時間破断延性が著しく低い。⁵⁾この低い破断延性はクリープキャビティによって起きる粒界破壊が原因と考えられる。Nb 添加の 347 ステンレス鋼は、クリープキャビティの自己修復に成功した Ti 添加の 304 ステンレス鋼 (321 ステンレス鋼相当) と類似の鋼種で、クリープキャビティ自己修復効果により、破断延性の大幅な向上が期待できるので、同様の試み^{6), 7)}を行った。347 ステンレス鋼に Ce, B, N を添加し、クリープキャビティ表面への BN 析出を意図したが、クリープキャビティ表面には BN は析出せず、代わりに B が単独で偏析していた。このクリープキャビティ表面への B 偏析も BN 析出の場合と同様にクリープキャビティ成長抑止効果があると考えられた。

本報告では、347 ステンレス鋼における、クリープキャビティ生成とクリープ破壊との関係、クリープキャビティの成長とクリープキャビティ表面状態との関係、クリープキャビティ表面への B 偏析のクリープキャビティ修復効果およびクリープ破断性質改善効果についての実験結果を示すとともに、先の Ti 添加 304 ステンレス鋼における

[†] 原稿受理 平成 17 年 8 月 19 日 Received Aug. 19, 2005

* 正 会 員 物質・材料研究機構 〒305-0047 つくば市千現, National Inst. for Materials Sci., Sengen, Tsukuba, 305-0047

** Indira Gandhi Centre for Atomic Res., Kalpakkam-603 102, Tamil Nadu, India

クリープキャビティ表面へのBN析出による修復効果と比較検討する。

2 実験方法

供試材として、347ステンレス鋼の基本成分にBNの析出を意図してBとNを約0.07mass%添加し、また妨害元素であるSを除くため、Ceを添加した347BCe鋼を溶製した。比較のため、SUS347H鋼と同等の347鋼を同時に溶製した。

347BCe鋼と347鋼の化学成分をTable 1に示す。両鋼とも、通常のSUS347H鋼に比べ、N添加量は0.07mass% (SUS347H鋼は0.01～0.03mass%)と高くし、逆にNb量は約0.4mass% (SUS347H鋼は0.7～0.9mass%)と、 $Nb/(C+6/7N)$ の化学量論比を考慮して低くし、また、S量も0.002mass% (SUS347H鋼は0.005～0.03mass%)と低くした。溶解は真空アーク炉で行い、30kgのインゴットを得、インゴットを28mmφの丸棒に圧延した。熱処理は36%の冷間圧延後、347鋼および347BCe鋼とも1200°Cで20分間の溶体化処理を行った。結晶粒の大きさは、それぞれ平均径80μmおよび76μmで、B添加による結晶粒の大きさに対する影響はあまりなかった。

クリープ破断試験は、10mmφの試験片を用いて、750°C、47～118MPaの応力範囲で、大気中で実施した。破断した試験片の縦割り断面の電解研磨・腐食面を走査電顕で観察した。クリープキャビティ表面の元素分析はオージェ電子分光分析装置 (SAM660) により行った。試験料は、クリープ破断試験片から3mmφの丸棒を切り出し、ノッチを付け、オージェ電子分光分析装置内で液体窒素温度に冷却し、衝撃破壊させた。破面上に露出したクリープキャビティ表面を狙って電子ビームを当て、元素分析を行った。

クリープキャビティの成長速度を計測する目的で、750°C、78MPaの条件でAr中のクリープ試験を行った。試験片は、表面の加工硬化層を電解研磨により除き、クリープ試験は、酸化を防ぐ目的で、Ti箔で試験片表面を覆って行った。所定時間のクリープ後、試験片を取り出し、走査電顕を用いて表面に観察されるクリープキャビティの個々の大きさを測り、それぞれのクリープキャビティの成長速度を算出した。

3 実験結果

3.1 クリープ破断試験

供試材2鋼種の750°Cにおけるクリープ破断試験結果をFig. 1に示す。2鋼種のクリープ破断強度を比較すると、347BCe鋼は、より高い強度を示す。両鋼とも応力-破断時間曲線は比較的直線状であるが、その傾きは347BCe鋼の方が小さく、低応力、長時間破断になるほど、破断強度差は大きくなる傾向にある。347BCe鋼の1万時間破断応力は、約62MPaであり、347鋼の43MPaよりも40%以上も高応力である。

破断伸びおよび絞りも347BCe鋼の方が大きく、1万

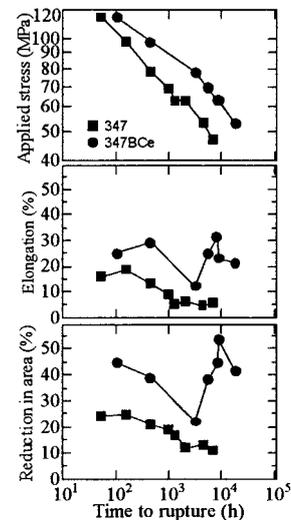


Fig. 1 Creep rupture properties at 750°C for both the steels.

時間破断伸びは、347BCe鋼の25%に対し、347鋼は6%以下、破断絞りは、347BCe鋼の54%に対し、347鋼は10%と、347BCe鋼の方が破断延性ははるかに大きい。347BCe鋼の破断延性で特徴的なことは、破断伸びも絞りも、破断時間が3000hまでは破断時間とともに減少する傾向にあるのが、3000hを超えると急増し、10000hまでは破断延性が増大する傾向を示していることである。このような現象は通常のSUS347H鋼ではみられない。⁵⁾

3.2 クリープキャビティの観察・計測

クリープ破断した試験片から採取した試料の研磨・腐食面に観察されたクリープキャビティをFig. 2に示す。観察面は、破面から十分離れた一様伸び部分である。347BCe鋼および347鋼とも、粒界上にクリープキャビティが生成し、クリープ試験応力に対して垂直方向に成長しているのが観察される。しかし、347BCe鋼に生成しているクリープキャビティは、比較的短時間の破断においても長時間の破断においても、347鋼に比べるとクリープキャビティの生成数は少なく、大きさも小さい。特に長時間破断での347BCe鋼のクリープキャビティは粒界に沿った成長が抑えられ、クラック状ではなく、楕円状となっている。347BCe鋼の長時間破断におけるクリープキャ

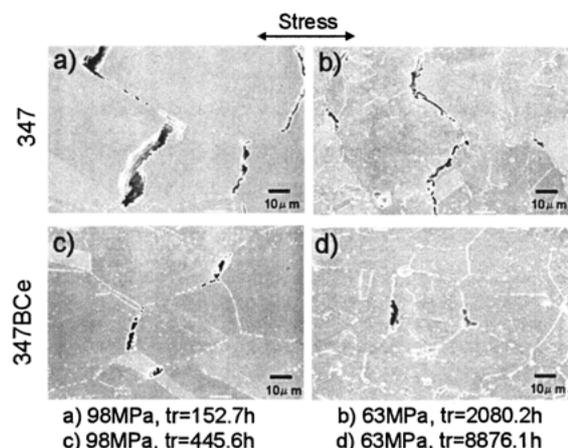


Fig. 2 Creep cavities observed in ruptured specimens of both the steels, tested at 750°C.

Table 1 Chemical compositions of the melted steels (mass %).

Alloy	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Nb	N	B	Ce
347	0.080	0.59	1.68	0.001	0.002	17.96	12.04	0.41	0.077	---	---
347BCe	0.078	0.68	1.67	0.001	0.002	18.15	11.90	0.38	0.072	0.069	0.016

ビティの成長は347鋼に比べ、かなり遅く、成長速度が抑制されていると推定される。

クリープキャビティの成長速度を直接計測し、347BCe鋼と347鋼とのクリープキャビティ成長速度の違いを定量的に比較するため、Ar雰囲気でのクリープ中断試験を行った。所定の時間のクリープ試験後にクリープ試験を中断し、試験片表面を走査電顕で観察し、個々のクリープキャビティの大きさを計測した。クリープキャビティの長軸方向長さの経時変化からクリープキャビティの各クリープ段階におけるクリープキャビティ成長速度を算出した。得られた個々のクリープキャビティの成長速度のプロットをクリープ曲線に重ねてFig. 3に示す。計測したクリープキャビティは、試験片表面に生成したものであり、試験片内部の破壊の主要原因となるクリープキャビティとは、雰囲気、応力状態、成長に関わる粒界拡散と表面拡散の関係などが異なるので、正確には同じものとはいえない。しかし、ここでは目的としているクリープキャビティ表面への析出や偏析は、クリープキャビティが表面に露出している、Ar中で試験しているので、試験片内部と同様に生じる⁸⁾と考えられるので、クリープキャビティの表面状態の影響をみるという目的には合致すると考えてよいであろう。

Fig. 3のクリープキャビティ成長速度のプロットは、ばらつきが大きいものの347BCe鋼と347鋼とではその差は明瞭で、347BCe鋼のクリープキャビティ成長速度は347鋼より平均して一桁以上遅く、また、注目されるのは、クリープキャビティの成長速度はクリープ中、ほぼ一定速度にあることである。347BCe鋼と347鋼のクリープキャビティ成長速度の比較は、同じクリープ試験条件、750°C、78MPaで行っているが、クリープ速度は大きく異なっている。しかし、クリープ速度はクリープキャビティ成長速度に直接的な影響を及ぼさないとすると、このクリープキャビティの成長速度の違いは他の本質的な要因があると考えられる。

3・3 クリープキャビティ表面の元素分析

クリープ破断試験片から採取した試料をオージェ電子分光分析装置内で液体窒素温度に冷却して衝撃破壊させ、破面上に露出したクリープキャビティ表面からオージェ電子スペクトルを得た。Fig. 4は、347BCe鋼の

750°C、69MPa、5461hで破断した試験片から採取した試料の破面上に露出したクリープキャビティと、そのクリープキャビティ表面から得られたオージェ電子スペクトルを示す。Fig. 5は、347鋼の750°C、69MPa、998hで破断した試験片のクリープキャビティとオージェ電子スペクトルを示す。347鋼では、Sのシャープなピークがみられる。バルクからの情報でなく、表面に偏析しているとみられる微量元素のピークとして、Sに加え、CとNのピークがみられる。347BCe鋼では、Sのピークは全くみられず、代わりにBの比較的シャープなピークがみ

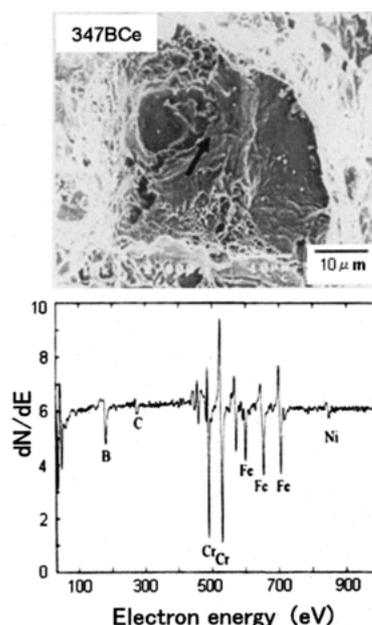


Fig. 4 Auger spectrum obtained from a creep cavity surface (indicated) in 347BCe steel creep exposed at 750°C and 69MPa for 5461h.

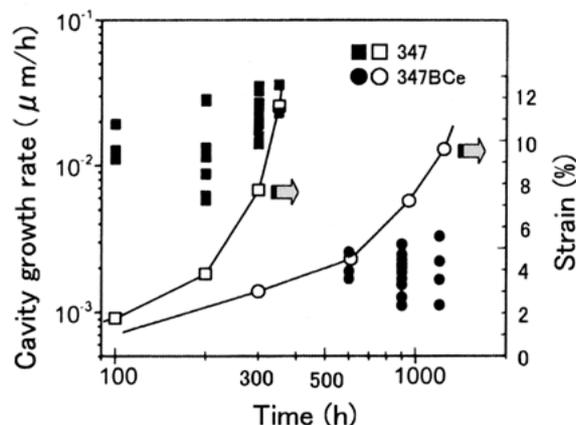


Fig. 3 Creep cavity growth rate and creep strain with creep exposure time in argon at 750°C and 78MPa.

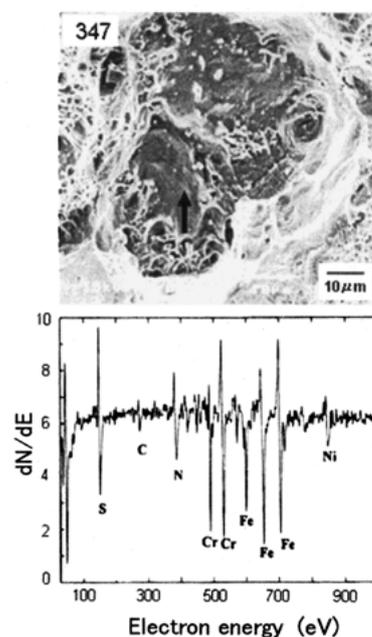


Fig. 5 Auger spectrum obtained from a creep cavity surface (indicated) in 347 steel creep exposed at 750°C and 69MPa for 998h.

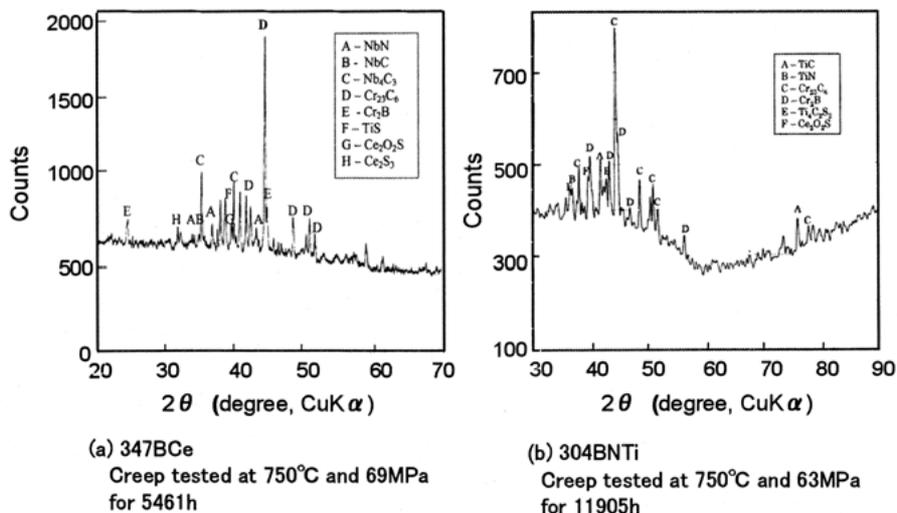


Fig. 6 X-ray diffraction analyses of the precipitates, extracted from ruptured specimens.

られ, また C の小さなピークがみられるが, N のピークはみられない. C のピークは恐らく, オージェ電子分光分析装置内の残留ガス中の C が試料表面に吸着したものと考えられる.

C は後でついた一種の汚れとすると, 347 鋼では, 主として S がクリープキャビティ表面を覆い, N が一部偏析しているのであろう. 347BCe 鋼では, B が化合物をつくらず, 単独でクリープキャビティ表面に偏析し, その表面を覆っていると考えられる.

4 考 察

4.1 クリープキャビティ表面への B の偏析

前報の 304 ステンレス鋼⁹⁾において, クリープキャビティ表面への BN 析出を妨害する固溶 S を除くため, Ti と Ce を, それぞれ 0.33mass%, 0.008mass% 添加した. この 304BNTi 鋼において, Ti と Ce はそれぞれの硫化物を形成し, 固溶 S を効果的に除去した. その結果, B や N がクリープキャビティ表面で BN を形成することができた. 本報告の 347BCe 鋼には, Nb を 0.38mass% 添加しているが, Nb は特別有効な脱硫効果は考えられないので, Ce をやや多めに 0.016mass% 添加した.

前報の 304BNTi 鋼と本報告の 304BCe 鋼のクリープ破断試験片から採取した電解抽出残渣の X 線回折結果を Fig. 6 に示す. 304BNTi 鋼では, Ce_2O_2S に加え, $Ti_4C_2S_2$ が析出しており, S を硫化物として効果的に固定し, クリープキャビティ表面に偏析する固溶 S を除いている. 347BCe 鋼では, Ce_2O_2S に加え, Ce_2S_3 と TiS が析出している. Ce_2S_3 が析出するのは, Ce の添加量が多く, Ce により十分脱酸され, 残りの Ce が硫化物を形成したためであろう. Ti は特に添加していないが, 不純物として微量含まれる Ti が TiS を形成したのでであろう. 347BCe 鋼においても S の固定化は効果的になされていると考えられる.

347BCe において, S が固定化されて固溶して動ける S が除かれたことにより, Fig. 4 に示すように B がクリープキャビティ表面に偏析してきたと考えられる. しかし, N を 304BNTi 鋼と同じ程度添加したのに, 何故, 304BNTi

鋼のように BN 析出でなくて, B が単独で偏析したのかについては, 現在の所, よく分かっていない. 今後, クリープキャビティ表面への偏析や析出過程を詳細に調べていく必要がある. Nb は炭化物や窒化物を形成し易い元素であるので, 固溶している N を NbN として固定してしまい, クリープキャビティ表面への移動と BN 形成を阻止したと考えられるが, Ti の方が Nb より C や N との親和力が大きいことを考慮すると, 説明がつかない.

次に問題なのは, 同定度の量の Nb と N を含む 347 鋼で, S に加えて N がクリープキャビティ表面に偏析している (Fig. 5) ことである. 347 鋼では固溶 N が多少とも残存していたのに対し, 347BCe 鋼には, クリープキャビティ表面に偏析するほどの N が残存していないことになる. この違いは B 添加の有無によると考えられる. B 添加は固溶 N や C 量を減らし, 窒化物や炭化物析出を促進する⁹⁾ことが知られている. 347BCe 鋼の 0.069mass% の B は NbN の析出を促進し, BN 析出に必要な N をほとんど窒化物として固定したものと考えられる.

Fig. 7 はクリープキャビティ表面から得られたオージェ電子スペクトルの B 偏析および BN 析出の B のピーク部を拡大して比較している. 347BCe 鋼と 304BNTi 鋼の B のピーク形状は明らかに異なっており, 304BNTi 鋼の B のピークはその形状から BN を形成している^{8), 10)}と考えられ, また B と N のピーク比からも BN 形成が裏付けられる. それに対し, 347BCe 鋼の B のピーク形状は BN 形成の B のピークとは明らかに異なっており, その形状から元素状の B が単独で偏析している¹¹⁾と考えられる.

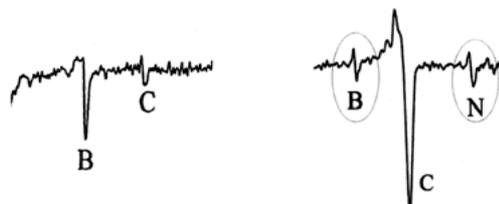


Fig. 7 Auger peak shapes of B in 347BCe steel and BN in 304BNTi steel at creep cavity surface.

4・2 B 偏析のクリープキャビティ成長抑制効果

347BCE 鋼と 347 鋼に生成したクリープキャビティに関して得られた知見を整理すると、

- ① 短時間破断では類似であるが、長時間破断では、347 鋼のクリープキャビティは粒界沿って成長しクラック状となるのに対し、347BCE 鋼では成長が抑制されて楕円状となる (Fig. 2).
- ② 347BCE 鋼のクリープキャビティの成長速度は、347 鋼の速度の 1/10 以下で、成長が抑制されている。
- ③ 347BCE 鋼のクリープキャビティ表面には B が偏析し、347 鋼では、S が偏析している。

クリープキャビティの成長は、粒界の自己拡散とクリープキャビティ表面の自己拡散が関与する拡散律速とされ、粒界およびクリープキャビティ表面の遅い方の拡散速度によって律速されるとされている。S の融点は低く、112.8°C で S のクリープキャビティ表面への偏析により、拡散速度は 3 桁近く速まることが知られている。^{12)~14)} それに対し、B の融点は 2030°C と高融点である。B 偏析により、クリープキャビティ表面の拡散速度がどう変わるかを示すデータはないが、クリープ試験温度の 750°C では、拡散はほぼ凍結状態にあるといってもよいであろう。従って、前報告の 304BNTi 鋼におけるクリープキャビティ表面への BN 析出⁴⁾と同様に、高融点の B のクリープキャビティ表面偏析がクリープキャビティ成長を著しく遅らせたと考えられる。この B 偏析は高温での使用中に連続して生じ、クリープキャビティの成長を止めるので、一種の自己修復といえるであろう。

クリープキャビティ表面の S や B 偏析以外でクリープキャビティ成長に影響する因子として、347 鋼では S の粒界偏析による粒界拡散速度の増加と粒界すべりの促進、347BCE 鋼では B の粒界偏析による粒界拡散速度の低下と粒界すべりの抑制が考えられる。しかし、347 鋼の S 量は 0.002mass% と少なく、優先的にクリープキャビティ表面に偏析することを重ね合わせると、粒界への偏析量は多くはなく、S の粒界偏析によるクリープキャビティ成長促進効果は、クリープキャビティ表面への S 偏析に比べると、はるかに小さいであろう。また、B の固溶量は少なく、その B の多くは粒内に均一に分布し、粒界に偏析する B は少ないとされている。B の粒界偏析による影響もクリープキャビティ表面への偏析に比べ、大きくはないであろう。

4・3 B 偏析によるクリープ破断性質への影響

クリープキャビティ表面への B 偏析は、クリープキャビティの成長を著しく抑制するから、クリープキャビティの成長・連結による粒界破壊を防ぎ、あるいは大幅に遅らせる。その結果、クリープ破断寿命の大幅な延長と破断伸びや絞りの大幅な増大が期待できる。Fig. 1において、347BCE 鋼が長時間側で、347 鋼より破断強度が高く、破断伸び・絞りが大きいのは、長時間クリープにより B がクリープキャビティ表面に偏析することによって考えてよいであろう。破断強度については、B 偏析効果に加えて B 添加による炭化物等の析出物の微細分布化と析出物成長の遅滞化の影響が少なくないが、破断伸び・絞りの増大は、主として B 偏析効果によるものであろう。

347BCE 鋼の破断伸びおよび絞りは、750°C、3 000h を超すと、急に増大し始めて、長時間破断延性を向上させている。347 鋼の破断伸び・絞りは、長時間側では単調に低下し続けており、通常の SUS347H 鋼でも同様に長時間破断になるほど破断延性が低下している⁵⁾ことから、このような長時間側での破断延性の急増は特異なことといえる。

Fig. 8 に本報告の 347BCE 鋼と前報告の 304BNTi 鋼クリープ破断性質を比較して示す。応力—破断時間曲線は、短時間側では 347BCE 鋼の方が高いが、長時間破断になると、逆転し、304BNTi 鋼の方がより高くなる。破断伸びや絞りは 304BNTi 鋼の方がはるかに大きい。クリープキャビティ成長抑制によるクリープ破断性質の向上は、BN 析出の方が B 偏析より効果的のようである。生成しているクリープキャビティの大きさや生成数を比較すると、304BNTi 鋼の方が小さく、少ない。

Fig. 9 にクリープキャビティ表面への S 偏析、B 偏析および BN 析出を比較して示す。融点を比較すると、S は 112.8°C、B は 2 030°C、そして BN は 3 000°C である。低融点の S 偏析はクリープキャビティ表面での拡散を活性化させるが、高融点の B 偏析は著しく抑制する。高融点という点では、BN 析出の方が B 偏析より効果的であろう。それに加え、BN 析出によるクリープキャビティ表面被膜は、B 単独偏析の膜より厚く、緻密と考えられる。¹⁵⁾ この違いが 347BCE 鋼と 304BNTi 鋼の違いとなったものと考えられる。

本研究により、クリープキャビティ表面への B 単独偏析も BN 析出と同様に、クリープキャビティ成長抑制とクリープ破断性質向上に顕著な効果があることが分かった。B 偏析効果は、BN 析出による効果に比べると、まだ改善の余地があるが、長時間側で効果的にクリープ破断性質を向上させていることから実用的な視点から有望な方法といえる。前報告および本報告と合わせ、クリープ

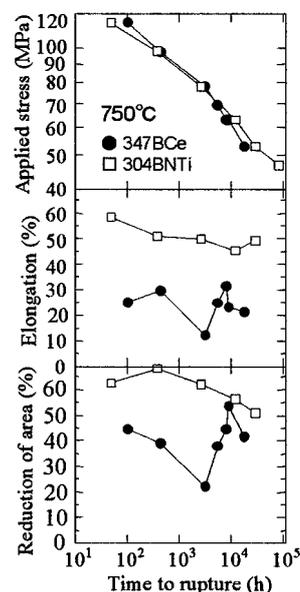


Fig. 8 Creep rupture properties of 347BCE and 304BNTi steels.

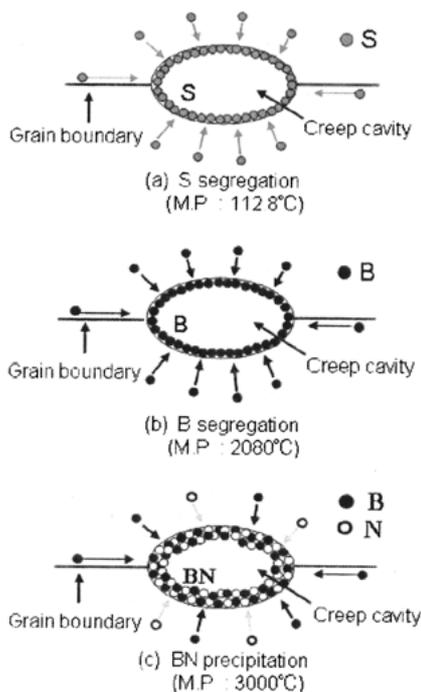


Fig. 9 Illustration of S and B segregation, and BN precipitation at creep cavity surface.

ブキャビティ表面改質の重要性とクリープ中の偏析・析出現象を利用した損傷の自己修復効果の有用性を示すことができた。

5 結 言

前報告⁴⁾で、304 ステンレス鋼に Ti, B, Ce を添加し、クリープキャビティ表面に BN を析出させ、この析出効果によりクリープキャビティの成長速度を遅らせることができることを示した。本報告では、類似鋼種で、長時間破断延性が著しく低く、その改善が望まれる 347 ステンレス鋼を対象として、同様の効果を期待して、B と Ce を添加した 347BCe 鋼を溶製し、クリープ破断試験、クリープキャビティの観察・計測、クリープキャビティ表面の元素分析等を実施し、次の結果が得られた。

(1) 347 ステンレス鋼への B と Ce の添加は長時間破断強度を上昇させ、また破断伸び・絞りを増大させ、破断性質を著しく向上させた。

(2) Ce 添加は Ce_2O_2S および Ce_2S_3 を形成し、微量 Ti による TiS 形成と合わせ S を効果的に固定した。クリープキャビティ表面への S の偏析を防いだことにより、クリープキャビティ表面に B が偏析してきた。

(3) クリープキャビティ表面への B の偏析は、クリープキャビティの成長速度を著しく低下させ、クリープキャビティによる粒界破壊を抑制した。その結果、長時間クリープ破断性質を大幅に向上させた。

(4) クリープキャビティ表面への B 偏析によるクリープキャビティ成長抑止効果は BN 析出による効果と比べると、やや劣るものの十分効果的であり、BN 析出による効果と合わせ、クリープキャビティ表面の自己修復効果は耐熱鋼の性能および信頼性向上の重要技術となることが示された。

参 考 文 献

- 1) N. Shinya, "Creep fracture mechanism map", Journal of the Japan Institute of Metals, Vol.26, pp.801-808 (1987).
- 2) N. Shinya, J. Kyono, H. Tanaka, M. Murata and S. Yokoi, "Creep rupture properties and creep fracture mechanism maps for type 304 stainless steel", Tetsu-to-Hagane, Vol.69, pp.1668-1675 (1983).
- 3) N. Shinya, H. Tanaka, M. Murata, M. Kaise and S. Yokoi, "Creep fracture mechanism maps based on creep rupture tests up to about 100 000 h for type 316 stainless steel", Tetsu-to-Hagane, Vol.71, pp.114-120 (1985).
- 4) J. Kyono and N. Shinya, "Self-healing of creep cavities formed in austenitic stainless steel", The Society of Materials Science Japan, Vol.52, pp.1211-1216(2003).
- 5) NRIM CREEP DATA SHEET NO.28B, 18Cr-12Ni-Nb (Tube) (2001).
- 6) K. Laha, J. Kyono, T. Sasaki, S. Kishimoto and N. Shinya, "Improved creep strength and creep ductility of type 347 austenitic stainless steel through the self-healing effect of boron for creep cavitation", Metallurgical and Materials Transactions A, Vol.36A, pp.399-409 (2005).
- 7) K. Laha, J. Kyono, S. Kishimoto and N. Shinya, "Beneficial effect of B segregation on creep cavitation in a type 347 austenitic stainless steel", Scripta Materialia, Vol.52, pp.675-678 (2005).
- 8) R. H. Stulen and R. Bastasz, "Surface segregation of boron in nitrogen-strengthened stainless steel", Journal of Vacuum Science and Technology, Vol.16, pp.940-945 (1979).
- 9) M. Fujiwara, H. Uchida and S. Ohta, "Effect of boron and carbon on creep strength of cold-worked type 316 stainless steel", Journal of Materials Science Letters, Vol.13, pp.557-559 (1994).
- 10) K. Yoshihara, M. Tosa and K. Nii, "Surface precipitation of boron nitride on the surface of type 304 stainless steels doped with nitrogen, boron and cerium", Journal of Vacuum Science and Technology, Vol. A3, pp.1804-1808 (1985).
- 11) L. E. Davis, M. C. MacDonald, P. W. Palmberg, G. E. Riach and R. E. Weber, "Hand Book of Auger Electron Spectroscopy", 2nd ed., Physical Electronics Division, Perkin-Elmer Corporation, MN (1976).
- 12) W. D. Nix, K. S. Yu and J. S. Wang, "The effects of segregation on the kinetics of intergranular cavity growth under creep conditions", Metallurgical Transactions A, Vol.14A, pp.563-570 (1983).
- 13) G. E. Rhead, "Diffusion on surfaces", Surface Science, Vol.47, pp.207-221 (1975).
- 14) F. Delamare and G. E. Rhead, "Increase in the surface self-diffusion of copper due to the chemisorption of halogens", Surface Science, Vol.28, pp.267-284 (1971).
- 15) K. Nii and K. Yoshihara, "Surface precipitation and its application to coating", Journal of Materials Engineering, Vol.9, pp.41-50 (1987).