

P122耐熱鋼中のBN系介在物の生成挙動に及ぼす熱処理の影響

櫻谷 和之*・岡田 浩一*²・阿部 富士雄*

Influence of Heat Treatment on Formation Behavior of Boron Nitride Inclusions in P122 Heat Resistant Steel

Kazuyuki SAKURAYA, Hirokazu OKADA and Fujio ABE

Synopsis : To clarify the behavior of the formation of boron nitrides in P122 heat resistant steel containing 0.003 mass% B and 0.06 mass% N, the influence of heat treatments, remelting and hot working were investigated by SEM observations on boron nitrides at the fractured surfaces of the steel samples and by the EDS analysis.

Boron nitrides start to precipitate at temperatures between 1150 and 1200°C during the cooling process after hot forging or rolling. They agglomerate to a very large size of about 20 to 30 μm at a very slow cooling rate of 100°C/h. However, they only grow to 1 to 3 μm at a medium slow cooling rate and never precipitate at a very fast cooling rate such as in water quenching. The precipitation behavior of boron nitrides has also been found to be affected by the cooling rate after normalizing but not by the microstructure of the steel resulting from casting or forging.

Key words: boron; boron nitride; inclusion; P122 heat resistant steel; high Cr ferritic steel; heat treatment.

1. 緒言

我が国で開発され、超々臨界圧発電プラントの主蒸気管や熱交換器管に実用化されている0.1C-11Cr-2W-0.4Mo-1Cu-V, Nb耐熱鋼^{1,2)}は、ASMEのP122³⁾、T122⁴⁾として規格化されている。この耐熱鋼にはクリープ特性を向上させる目的で、合金元素としてボロン(B)が0.003 mass%程度、窒素(N)が0.06 mass%程度添加されている。Nはバナジウム(V)、ニオブ(Nb)と微細な窒化物(MX)を生成し、Bは主として粒界近傍に生成する炭化物(M₂₃C₆)あるいはLaves相の粗大化抑制に効果があるなどのいくつかの耐熱鋼のクリープ強度機構が報告されている⁵⁻⁸⁾。

著者ら⁹⁾は、簡便な破断面SEM観察法が耐熱鋼中介在物の評価に有効であることを示し、高Crフェライト系耐熱鋼中では添加されたB, Nがある濃度域以上になると、窒化ホウ素(BN)が数μmにまで生成、成長することを報告した。その結果、添加したB, NがBN生成に消費されて固溶B量が減少し、クリープ強化に有効に作用しないおそれのあることを示した。

我が国でも実機中に使用され始めているASME規格のP122材に関しては、B, Nが添加されているにもかかわらず

BNの生成に関する報告はなかったが、著者らは前報において、P122材にも粗大なBNが生成していることを初めて紹介した。本報では、前報において触れなかった、BNがP122材の製造工程のどの工程で生成するのか、またどんな条件のときに粗大化が進行するかを明らかにする目的で実験、観察を行った。更に、P122材中のBN系介在物の生成・消滅挙動に及ぼす熱処理、溶解、鍛造・圧延、及びCr含有量が多くなると生成するδ相の影響についての検討を行った。

2. 実験方法

2.1 供試材

実験に使用した4種類のP122材の化学成分をTable 1に示す。A材は熱処理条件による影響を、B材は鍛造圧延とこれに垂直方向でのBN系介在物の生成状態の違いを、C材及びD材(δフェライト相を有する)は組織のちがいによるBNの状態を調べたものである。いずれの材料も40t電気炉で溶製したもので、A, B材は11tインゴットより熱間製管後、A材は外径584 mm、厚さ120 mmに、B材は外径635 mm、厚さ47.5 mmに仕上げたものである。C, D材は

原著論文: ISIJ Int., Vol. 46 (2006), No. 11, pp. 1712-1719

平成18年11月17日受付 平成18年12月15日受理 (Received on Nov. 17, 2006; Accepted on Dec. 15, 2006; originally published in ISIJ Int., Vol. 46, 2006, No. 11, pp. 1712-1719)

* 物質・材料研究機構 (National Institute for Materials Science, 1-2-1 Sengen Tsukuba 305-0047)

* 2 物質・材料研究機構 (現: 住友金属工業(株)総合技術研究所) (National Institute for Materials Science, now Corporate Research & Development Laboratories, Sumitomo Metal Industry, Ltd.)

Table 1. Chemical analysis of P122 steels used. (mass%)

	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	W	V	Nb	B	Al	N
steel A	0.1	0.26	0.65	0.02	0.00	0.74	0.40	11.03	0.2	1.95	0.20	0.07	0.0030	0.00	0.06
steel B	0.1	0.30	0.60	0.01	0.00	0.85	0.32	10.65	0.3	1.89	0.19	0.05	0.0029	0.00	0.05
steel C	0.1	0.30	0.60	0.01	0.00	0.86	0.36	10.65	0.3	1.87	0.19	0.05	0.0024	0.00	0.05
steel D	0.1	0.27	0.59	0.01	0.00	0.82	0.33	12.10	0.3	1.82	0.19	0.06	0.0030	0.01	0.06

Table 2. Heat treatments of P122 steels.

	normalizing	tempering
steel A	1050°C×60min, A.C.	780°C×360min, A.C.
steel B	1050°C×60min, A.C.	770°C×360min, A.C.
steel C	1050°C×60min, A.C.	770°C×360min, A.C.
steel D	1050°C×60min, A.C.	790°C×180min, A.C.

3.4tインゴットより熱間押出製管、冷間引抜製管で、外径 50.8 mm、厚さ 10 mm にした後、熱処理を行った管材から試料を切り出したものである。それぞれの材料に施した熱処理を Table 2 に示す。

2.2 破断面観察用試料

既報⁹⁾と同じ以下の手法により、破断面における BN 系介在物の SEM 観察を行った。熱処理後の供試材より 3.6 mmφ×50 mm の丸棒材を切り出し、端面より 7 mm の位置で 2 mm φ まで切り欠き、この部分を SEM 観察直前に室温で折り曲げて破断し、破断面 SEM 観察に供した。また、同時に破面で観察された各種介在物に対して EDS 分析を行い、介在物種の同定を行った。

3. 実験結果

3.1 受入れ材中の BN 系介在物

Fig. 1 に受入れたままの状態の A 材の破面 SEM 観察の結果を示した。(a) は破断した破面で、延性破壊を示している。破断面の直径は 2 mm で、この中に 40 個ほどの白く見えるくぼみが分布しているのが観察された。

倍率を上げて、これらを観察したのが (b) である。くぼみは径が 20~30 μm あり、それらは 20~100 μm の間隔で存在し、その壁の内側に白い粒子群が存在していた。(c) は、(b) の矢印部の白い粒子群を拡大して観察したものである。粒子群は 1~3 μm の数十個の粒子で構成されており、(c) 中の矢印の部分の粒子に対して EDS 分析を行った結果、この粒子が BN であることが判明した。

更に、A 材の異なった部位から試料を切り出して観察を行ったが、いずれの試料においてもここに示したのとほぼ同じ BN 系介在物の分布及び析出挙動を示した。更に後述のように B 材でも同様の BN 系介在物の分布及び析出挙動が見られた。したがって、P122 材では、数 t 程度のインゴットからの材料の作り込みと Table 2 に示すような熱

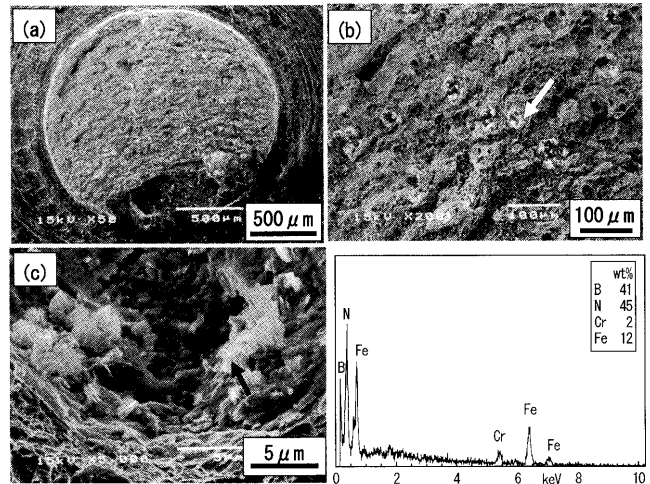


Fig. 1. SEM images of boron nitride type inclusions observed at fractured surface of the steel A and its EDS analysis. (a) Fractured surface, (b) distribution of BN inclusions, (c) boron nitride type inclusions.

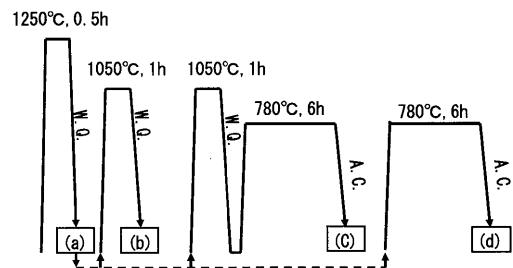


Fig. 2. Heat treatment pattern of steel A. (a) Dissolution of boron nitride, (b) holding austenizing temperature after dissolution of boron nitride, (c) heat treatment (b) and tempering after dissolution of boron nitride, (d) tempering after dissolution of boron nitride.

処理を行えば、Fig. 1 に示すような状態の BN が必ず生成し、これが特異な現象でないことが明らかとなった。

3.2 BN 消滅処理後の熱処理の影響

既報⁹⁾で報告したように、低炭素高 Cr フェライト系耐熱鋼では、1200°C 以上の温度では BN 系介在物は固溶消滅する。そこで、Fig. 1 で見られるような BN 系介在物がオーステナイト化温度での保持、あるいは焼もどしのどちらの熱処理工程において生成するのかを調べた。

Fig. 2 に示す 4 種類の熱処理工程により、(a)、(b)、(c)、(d) の試料を作製し、それぞれの破断面を観察、比較した。(a) は、1250°C、0.5 h 保持後水冷し、BN を固溶消滅したものの、(b) は BN の固溶消滅処理後、1050°C、1 h 保持の処理後

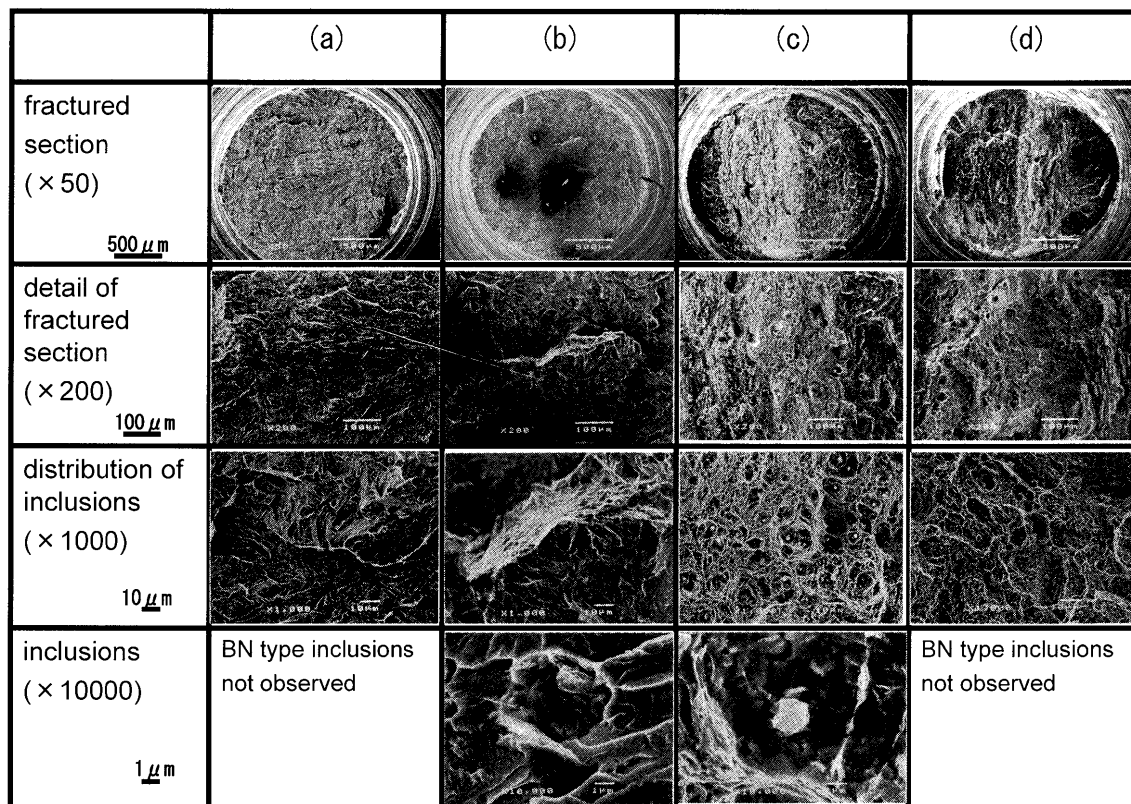


Fig. 3. Difference of the formation of coarse size boron nitride inclusions under various heat treatments. (a) Dissolution of boron nitride, (b) holding austenizing temperature after dissolution of boron nitride, (c) heat treatment (b) and tempering after dissolution boron nitride, (d) tempering after dissolution boron nitride.

水冷したもの、(c)は(b)の熱処理後780°C、6hの保持の焼もどし後空冷したもの、(d)はBNの固溶消滅処理後、780°C、6hの保持の焼もどし後空冷したものである。

Fig. 3に、これらの熱処理条件のちがいによるBN系介在物の生成結果を示した。試料(a)では、破断面のほとんどは擬劈開を呈し、ディンプルが見られず、介在物も多くは観察できなかつたものの、観察された介在物はすべて1~3 μm 程度のアリナ系の介在物であり、BN系の介在物は検出されなかつた。

試料(b)では、ディンプルの部分が一部あるものの、破断面の多くは擬劈開を呈していた。しかしながら(a)とは異なり、擬劈開の部分において写真に示されるような2 μm 程度のBN系介在物が観察された。一方、ここでは示さなかつたがディンプルの部分でも1~2 μm 程度のBN系介在物が観察された。

試料(c)では、破断面全面がディンプルを呈し、介在物の分布状態を示す写真に見られるように、多数のディンプルの底や側面に介在物が観察された。これらの介在物のほとんどが1~2 μm 程度のBN系介在物であることが確認された。

試料(d)では、破断面全面がディンプルを呈しているが、試料(c)とは異なりディンプル内には介在物はほとんど観察されなかつた。若干の介在物が検出されたがそれらはすべてアリナ系の介在物であった。

更に、1250°Cからの水冷を冷却速度が若干遅い空冷に、また1050°Cからの水冷を空冷に置き変えた実験を行ったが、両者の違いによる破断面の状況と析出物の相違はほとんどないことが確認された。

これらの観察結果より、固溶したBとNが反応しBN系介在物として析出するのは、780°Cの焼もどし工程ではなく、1050°Cでの保持の工程であることが明らかとなった。

3.3 BN消滅処理後の徐冷熱処理によるBN系介在物の生成

しかしながら、1050°Cでの保持の工程で析出したBN系介在物は、Fig. 3(c)で見られるようにどちらかという1~2 μm 程度の単体のBNであり、Fig. 1(c)のような1~3 μm の数十個の粒子で構成される粒子群の形態をとっていない。そこで、このちがいを見るために、1250°CでBN消滅処理後、徐冷してBN系介在物の析出形態を観察することにした。

実験は、1250°Cで0.5h保持後、マッフル炉内で100°C/hの冷却速度で冷却しながら、1200°Cから950°Cまで50°C毎に試料を炉外に取り出し水冷した。この冷却速度は、受入れ材の作り込みのときの数tインゴットを想定した。更に、比較として室温までの冷却速度で冷却した実験も行った。これらの試料は、高温の大気中で試料中のBが酸化消耗¹⁰⁾を避けるため、石英管にAr封入して熱処理を行った。

1200°Cから室温までの各温度で取り出した実験結果を

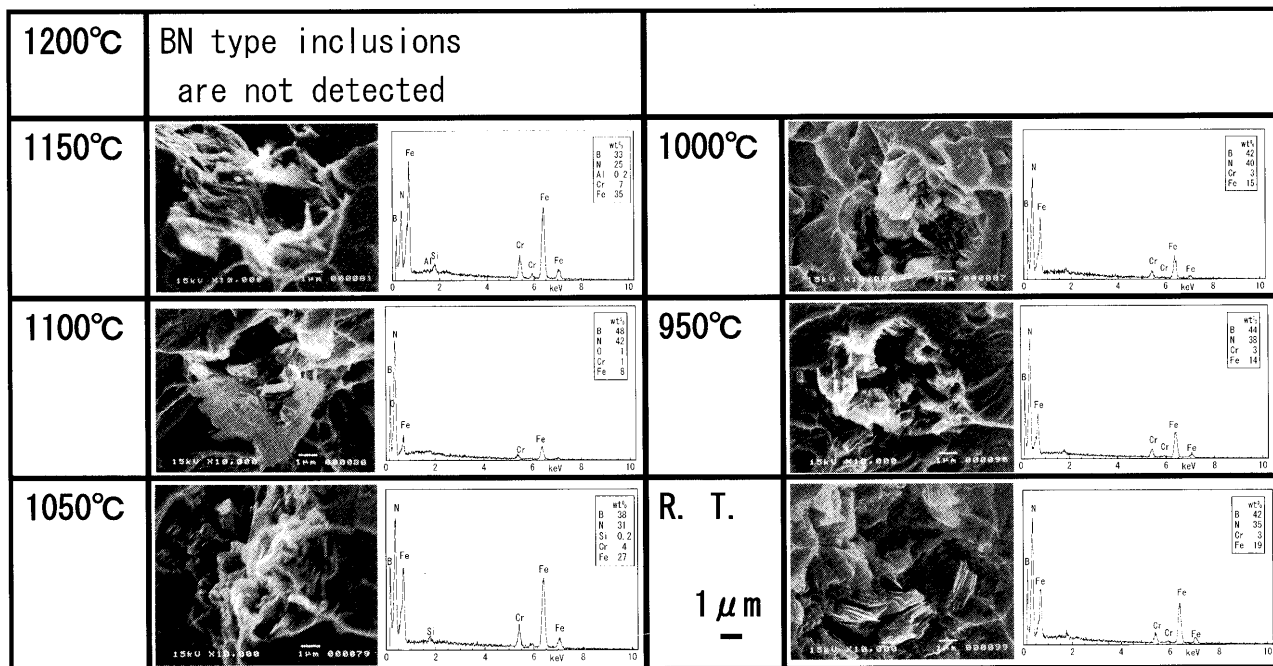


Fig. 4. SEM images and EDS analysis of boron nitride type inclusions at various temperatures at slow cooling heat treatment (100°C/h) from 1250°C.

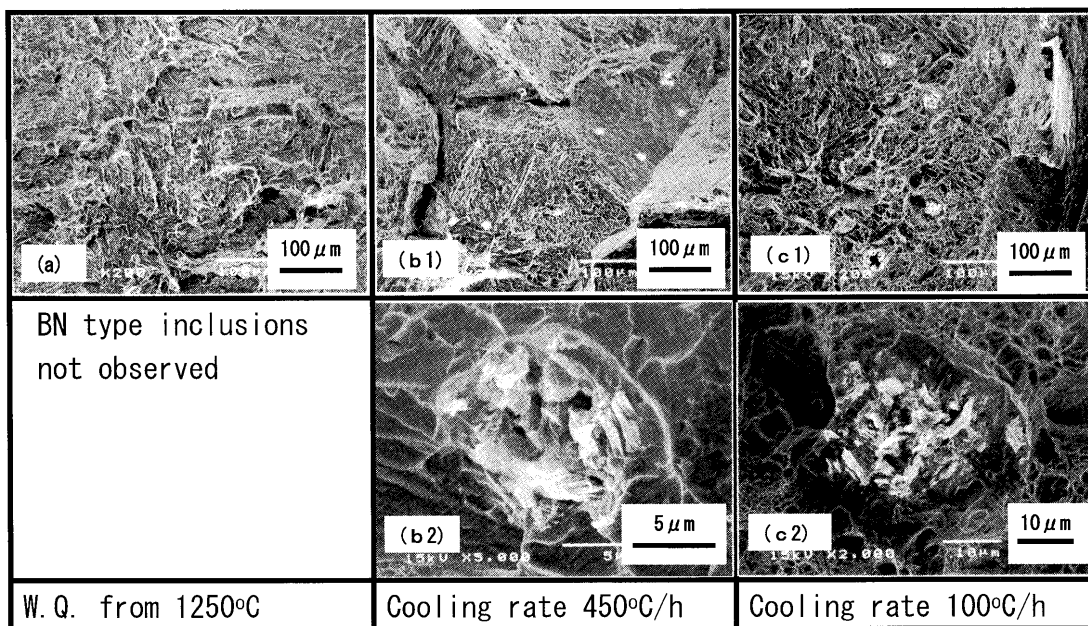


Fig. 5. Influence of cooling rates on the precipitating behavior of boron nitride type inclusions. (a), (b1) and (c1) distribution of inclusions. (b2) and (c2) agglomerated boron nitride type inclusions.

Fig. 4に示した。1200°Cで取り出した試料では、BN系介在物は検出できなかった。1150°Cから室温までの各温度で取り出した試料すべてにおいて、BN系介在物が検出され、10~20 μm程度の粒子群を形成していた。これらの粒子群がBNであることがEDS分析で確認された。

室温で取り出した試料では、BN系介在物が層状を呈しているのがはっきりと観察された。渡辺ら¹¹⁾は、オーステナイト温度域で、高張力鋼中に生成するBNの結晶構造は稠密六方構造を示すと報告している。高Cr耐熱鋼にお

ても、層状構造を持つ黒鉛と同じ結晶構造の六方晶のh-BNである可能性が高いことを示唆している。

3.4 BN消滅処理後の冷却速度の影響

1250°Cからの徐冷熱処理を行うと粒子群が形成されることがわかったので、この現象に対する冷却速度の影響を調べた。冷却速度の比較として、水焼入れ、徐冷の100°C/hとその中間の450°C/hの結果をFig. 5に示した。水冷と徐冷の中間の冷却速度として、炉内冷却で最も速い冷却速度の取れる条件、1250°Cでマッフル炉の電源を切断

して得られる冷却速度450°C/hを選択した。

水冷では、前述のようにBN系の介在物は観察されないが、冷却速度450及び100°C/hでは、Fig. 5(b1), (c1)のように100~300µmの間隔で径が10~30µm程度の大きさに成長したBN系介在物の粒子群が分布しているのが観察された。冷却速度450及び100°C/hを比較すると、450°C/hでは粒子群の径が10µm程度であるのに対し、100°C/hのほうは粒子群の径が20~30µmと2倍以上に成長している。しかしながら、どちらの冷却速度でも粒子群を構成する個々の粒子の大きさは1~3µmであり、粒子群の形態に大きなちがいは観察されないので、粒子個数の増加により粒子群の径が増加している。

3.5 再溶解処理後の熱処理及び鍛造圧延過程でのBN系介在物

ここまでの実験では、試料(A材)は、鑄造されたインゴットを鍛造加工し、熱処理を施したものである。したがってその組織は、塑性加工を受けた組織であり、鑄造組織は残っていない。鑄造組織中に1~3µmの数十個の粒子で構成される粒子群が観察されれば、鑄造凝固工程でこのような粒子群が発生することになる。そこで、試料を一度再溶解し、その後の工程のどこで粒子群の発生があるかを調べた。

2kgのA材をコールドクルーシブル浮揚溶解装置^{11,12)}を用いて再溶解した。この溶解法は非接触溶解であり、通常のつぼ溶解のようにつぼからの汚染や介在物の混入が

なく、更に溶湯の攪拌が十分に行えるため、成分が均質でかつ被溶解物の組成変化や不純物濃度の変化を起こさずに溶解できるのが特徴である。

Fig. 6に、再溶解後のA材の熱処理及び加工条件を示した。再溶解後のインゴットは水冷のクルーシブル内で凝固したが、このときの冷却速度は、インゴット表面の2色温度計による計測記録から読み取ると、凝固直後から1200°Cの範囲ではおよそ200°C/minであった。

試料(a)は、インゴットから切り出したもの、試料(b), (c)は、インゴットから切り出した試料に対し、それぞれ450, 100°C/hの冷却速度で、1250°Cから室温まで徐冷したもの、試料(d)は、インゴットを1250°Cで鍛造・圧延で14mm角の棒に加工を行った後、1050°C, 1hの焼ならし後空冷、780°C, 6hの焼もどし後空冷の熱処理を行ったもの

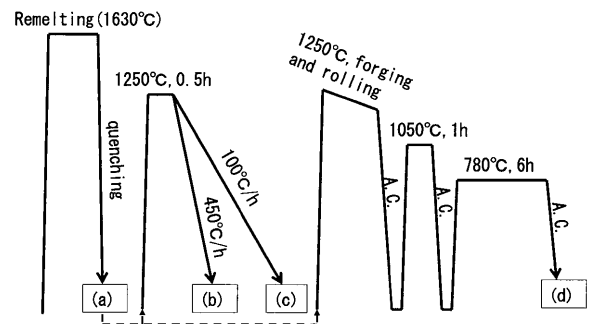


Fig. 6. Heat treatment patterns of steel A after remelting by cold crucible melting.

	(a) as cast	(b) 450°C/h	(c) 100°C/h	(d) forged and rolled
fractured section (×50) 500µm				
detail of fractured section (×200) 100µm				
distribution of inclusions (×1000) 10µm				
inclusions (×10000) 1µm	BN type Inclusions not observed			

Fig. 7. Difference of the formation of boron nitride type inclusions in steel A under the various cooling rates and hot working after remelting.

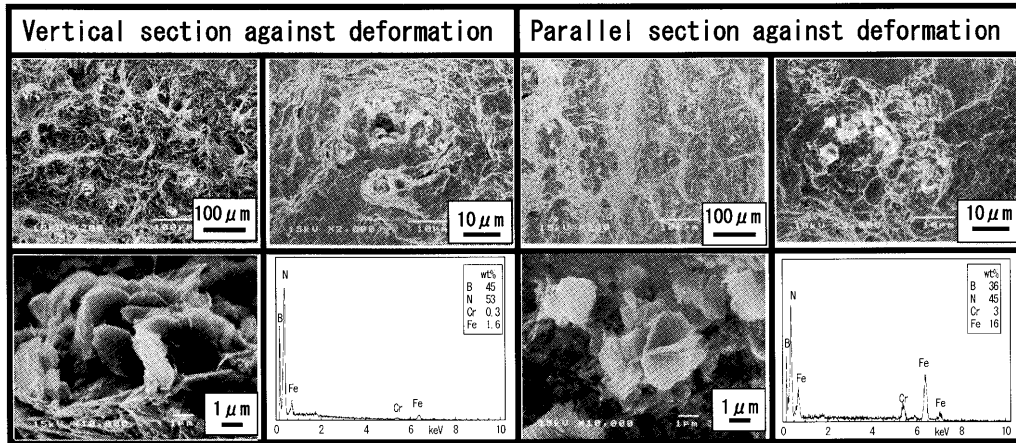


Fig. 8. Difference of formation behavior of boron nitride type inclusions in steel B between vertical and parallel direction against hot working direction.

である。

これらの鑄造組織を持つもの、及び塑性加工を行った試料の比較を Fig. 7 に示した。冷却速度が速い試料 (a) では、Fig. 3(a) と同様に BN 系の介在物は検出できなかった。しかしながら、試料 (b), (c) の徐冷熱処理を施したものでは、Fig. 5 の (b2), (c2) と同様に、 $1\sim 3\ \mu\text{m}$ 程度の BN 粒子が集積した粒子群が多数観察された。粒子群の分布状態は、Fig. 5 に比較して若干少ないが、冷却速度が遅くなると (b) では $5\sim 10\ \mu\text{m}$ であるのに対し、(c) では $10\sim 15\ \mu\text{m}$ と粒子群の径が大きくなる傾向が見られた。一方、鍛造・圧延・熱処理を施した試料 (d) では、ディンプルの底に $1\sim 3\ \mu\text{m}$ 程度の BN 系介在物が観察されるが、(b), (c) のような BN が集積して粒子群を形成することはなかった。

3・6 鍛造圧延方向と BN 系介在物の関係

BN 粒子が集積した粒子群が、塑性加工を行う前に生成されるとすれば、塑性加工によって粒子群の形状は、加工方向に変形すると考えられる。そこで、塑性加工方向に垂直な面と平行な面に試料破断面が来るようにし、それぞれの粒子群の形状を比較することにした。

管材に成形された供試材 B 材の長手方向と円周方向から破断面試料を切り出し、それぞれの観察結果を Fig. 8 に示した。図の左側が加工方向に垂直、右側が平行な破断面を観察したものである。このときの圧延比（インゴットの断面積／製品の断面積）は 4.5 である。いずれの面でも BN 粒子が集積した粒子群が観察され、両者における分布状況、形状の差はほとんど見られなかった。

3・7 δ 相の BN 系介在物への影響

P122 では、Cr 含有量が多い場合に δ 相が現れ、2 相組織となる場合がある。そこで δ 相の出現による BN 系介在物への影響を見た。Fig. 9 に C 材と D 材の顕微鏡写真を示した。D 材は、Cr 量が C 材よりも若干高いので δ 相が現れている。写真の水平方向が圧延方向で、D 材ではこの方向に δ 相が伸延されている。

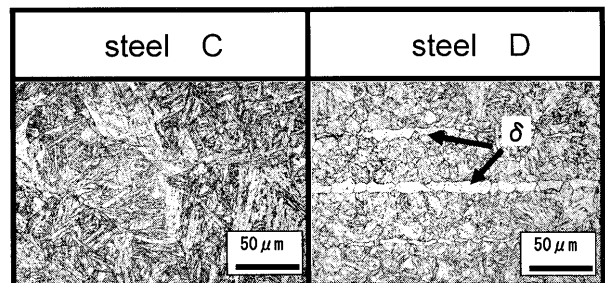


Fig. 9. Microstructures of steel C (without δ -phase) and steel D (with δ -phase) by optical microscope.

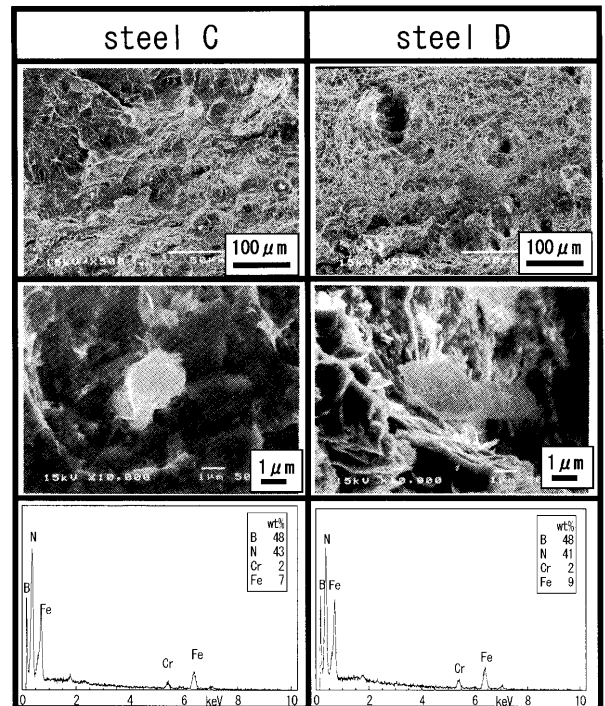


Fig. 10. Influence of δ -phase on the formation of boron nitride type inclusions in P122 steels. Steel C: without δ -phase, steel D: with δ -phase.

C材とD材の破断面で検出されるBN系介在物の比較をFig.10に示した。C, D材共にBN粒子が集合した粒子群は観察されず、単一のBN系介在物がデンプル内に観察されるが、C, D両者間のBN系介在物の形態に顕著な差はなく、 δ 相の出現がBN系介在物に及ぼす影響はないと考えられる。

4. 考察

4.1 熱処理とBN系介在物の関係

始めに、どの熱処理工程でBN系介在物が生成するのかを考察する。Fig. 3に示されるように、BN系介在物は1250°Cでは固溶消滅し、1050°C, 1h保持の処理により析出するが、780°C, 6hの焼もどしでは観察されない。また、Fig. 4の徐冷工程で示されたように、1200°Cでは析出しないが、1150°C以下の温度で析出が見られることから、P122においては、BN系介在物の析出開始温度はこの温度範囲にある。

Fig. 3の1250°CでBNの固溶消滅後、780°C, 6h焼もどしでは、破断面SEM観察によるBN系介在物は検出されないが、この試料のBの化学分析を行ったところ、total B=0.0037%に対し、sol. B=0.0009%であった。これは、化学分析¹⁴⁾で使用した混酸（濃塩酸、濃硝酸、リン酸の混合液）に溶解しない化合物としてのBが存在することを意味している。Table 1に示すA材中の成分でBと安定な化合物を作り、混酸に溶解しない化合物はBNである。したがって、実験に使用したSEMでは検出できない大きさのBN (0.2 μ m以下)に微細なBN粒子が析出していると考えられる。

Busbyら^{15,16)}は、低炭素鋼中のBの拡散速度は1200°C付近では、 10^{-10} m²/sのオーダーであり、800°C付近では 10^{-12} m²/sのオーダーであると報告している。金属成分のFeやCrが 10^{-15} m²/sのオーダーに対し、NはBよりも若干遅いもののBとほぼ同じオーダーである¹⁷⁾。このように、B, Nともに拡散速度が速いため、焼ならし温度の1050°Cにおいては容易に長距離を移動するため1 μ m以上のBN粒子に成長すると考えられる。

しかし、780°Cの焼もどし温度ではBN系介在物は観察できなかったが、これは、以下のように説明できる。1250°CでBNを固溶した状態から水冷すると過飽和のBとNが固溶する。この状態から780°Cの焼もどしを行うと、780°CにおけるB, Nの平衡固溶濃度と過飽和状態のB, Nの濃度との間に大きな濃度差が急激に生じることになる。更に、1050°Cに比較してBとNの拡散速度が低下しているため、局所的な核発生が優先的に起き、SEMでは検出できないような微細なBN粒子が多数析出しているものと考えられる。

一方、高温から徐冷を行った場合には、B, Nの拡散移動

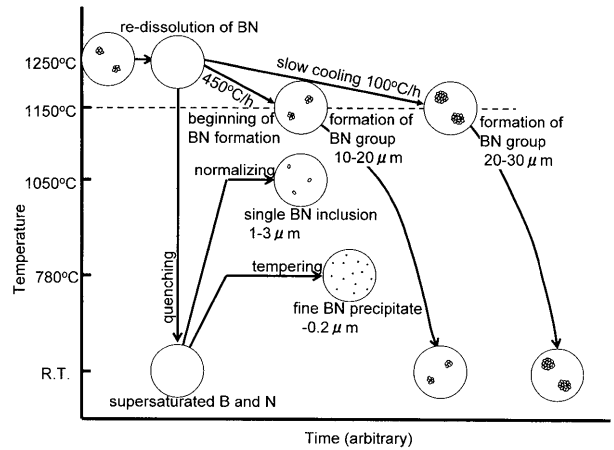


Fig. 11. Schematic diagram of boron nitride formation behaviors in P122 steel under various heat treatments.

距離も十分に長くなり、固溶しているB, Nの濃度と、その温度でBNを生成するときの平衡する濃度とのあいだに大きな濃度差がほとんどつかなくなる。このため、核発生よりも核成長が優先的になり、数 μ m以上のBN系介在物に成長し、更に徐冷速度が遅くなると既存のBN粒子の集積が促進され、20~30 μ m程度のBN粒子群に成長するものと考えられる。

以上述べたような、P122鋼中における熱処理条件の差によるBN系介在物の生成挙動を図式的にFig.11にまとめた。

4.2 溶解・鍛造とBN系介在物の関係

Fig. 7で見られるように、鍛造組織でも1250°Cから徐冷することにより、Fig. 3の鍛造・圧延・熱処理を施したのと同じBN系介在物の分布及び析出挙動が得られた。当初は大きなBN結晶粒子として生成されていたのが、インゴットの鍛造・圧延によって圧壊し細分化されたため粒子群を形成すると思われたが、鍛造・圧延を施さない鍛造組織のままでも生成されていることから、粒子群を形成するときから数 μ mのBN粒子によって構成されていることが確認された。

更に、Fig. 8で示されるように、粒子群の形状が鍛造圧延の加工方向とそれと垂直方向で大きな変形の差が見られない。一方、Fig. 1で見られるように破断面における粒子群が幾つかに分解して存在することより、粒子群の剛性がそれほど強いものとは考えられず、材料を塑性変形した際に粒子群自体が変形しないとは考えづらい。

それゆえ、これらの鍛造及び鍛造圧延後の観察結果の比較からは、粒子群の形成は鍛造圧延後の徐冷時に起きていると考えられる。また、外径50mm、厚さ10mmのC材では、外径、厚さともC材の10倍以上あるA材やB材に比較して、空冷時の冷却速度は速いため、Fig.10のC材に見られるようにBN系介在物が粒子群に成長しなかったと考えられる。

したがって、BN系介在物が生成するのは、高温での鍛

造圧延工程後の空冷時であり、このときの冷却速度により、大型で厚肉な製品では非常に遅い冷却速度のため20~30 μm 程度の粒子群を、一方、鋳型で薄肉な製品では緩い冷却速度のため1~3 μm 程度のBN系介在物を生成すると考えられる。

4.3 成分・組織とBN系介在物の関係

4.2で述べたように、鋳造組織でも鍛造圧延後の組織でも熱処理条件が同じであれば、また、Cr量が若干高く δ 相が出現している場合でも、BN系介在物の生成状況には大きな差はない。更に、前報⁹⁾で示した成分が低炭素-9Cr-3Co-3W-V,Nb-N-Bの耐熱鋼¹⁸⁾においても、今回と同じ熱処理条件並びにB, Nの濃度範囲では、BN系介在物の生成挙動は同じであった。これらを総合すると、BN系介在物の生成に関しては、添加されるB, N量及び熱処理条件が支配的で、鋼がどのような組織であるかにはほとんど影響されないとと言える。

4.4 粗大なBN系介在物の生成を避ける方策

BN系介在物が生成すれば、クリープ強度を向上するために添加したB, Nが有効に作用しない。更に、20~30 μm 程度にBN系介在物が集積すれば、材料の疲労、熱疲労、衝撃等の特性にも悪影響を及ぼすと考えられる。

そこで、このような介在物は生成しないのが望ましく、生成しないためには前述のように、鍛造・圧延後の冷却速度を速くすることが重要である。熱交換器用配管のように比較的薄肉の場合は鍛造・圧延後の冷却速度を速くし、更に焼ならし、焼もどしの熱処理条件により、BN系介在物の集積は避けることが可能であろう。

しかしながら、数10tの鋼塊より製造される主蒸気管のような厚肉部材では、速い冷却速度をとることは必然的に不可能である。したがって、別の方策として、(V,Nb)Nの生成のための最小必要量のN濃度に抑えるというようなBN系介在物の生成しないB, Nの濃度の条件を選択する必要がある。

高Cr耐熱鋼中のB, Nの濃度とBN系介在物の生成する条件⁹⁾をFig.12に示した。更に、この図には、ASMEコード³⁾によるP122とP92のB, N濃度の許容範囲も示した。この図からわかるように、P122, P92ともB, N濃度の許容範囲はBN系介在物生成範囲にある。したがって、両鋼とも、粗大なBN系介在物の生成を避けるためには、できるだけB, N濃度範囲の左下隅の濃度を選択すべきである。

5. 結言

Bを0.003, Nを0.06 mass%程度含むP122耐熱鋼中に生成するBN系介在物に及ぼす溶解鋳造、鍛造圧延加工、熱処理等の影響を破断面SEM観察法により調べた結果、以下のことが明らかとなった。

(1) P122におけるBN系介在物の生成開始温度は

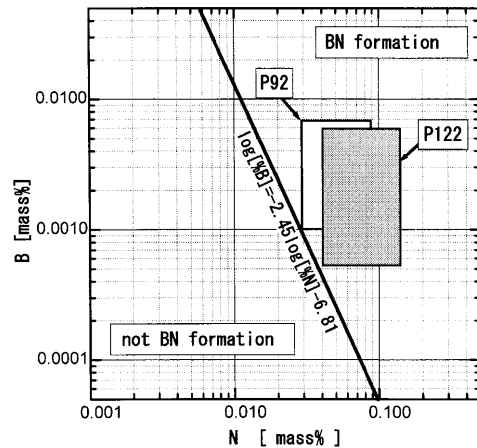


Fig. 12. The relation between the extent of boron and nitrogen concentrations for coarse size boron nitride formation and the concentration limits of boron and nitrogen in P122 and P92 steels according to the ASME code.

1150~1200 $^{\circ}\text{C}$ である。

(2) BN系介在物は、鍛造圧延加工後の冷却時に生成し、非常に遅い冷却速度のときは20~30 μm 程度のBN粒子群を、緩い冷却速度のときは1~2 μm 程度のBN系介在物を生成する。

(3) 1250 $^{\circ}\text{C}$ から急冷するとBN系介在物は固溶消滅した状態であるが、これを1050 $^{\circ}\text{C}$ の焼ならし温度に保持すると1~2 μm 程度のBN系介在物が生成し、780 $^{\circ}\text{C}$ で焼きもどすと0.2 μm 以下の微細なBN粒子が析出する。

(4) 材料の組織(鋳造組織、鍛造圧延組織、 δ 相)は、BN系介在物の生成に大きな影響を及ぼさない。

文 献

- 1) Y.Sawaragi, A.Iseda, K.Ogawa, F.Masuyama and T.Yokoyama: Proc. the EPRI/National Power Conf., PicA, Oxon, (1995), 45.
- 2) A.Iseda, A.Natori, Y.Sawaragi, K.Ogawa, F.Masuyama and T.Yokoyama: *Therm. Nuc. Power*, **45** (1994), 900.
- 3) ASME SA-335/SA-335M, (2004).
- 4) ASME SA-213/SA-213M, (2004).
- 5) N.Takahashi, T.Fujita and T.Yamada: *Tetsu-to-Hagané*, **61** (1975), 2263.
- 6) T.Horiuchi, M.Igarashi and F.Abe: *ISIJ Int.*, **42** (2002), S67.
- 7) T.Azuma, K.Miki, Y.Tanaka and T.Ishiguro: *Tetsu-to-Hagané*, **88** (2002), 678.
- 8) T.Azuma, K.Miki, Y.Tanaka and T.Ishiguro: *Tetsu-to-Hagané*, **87** (2001), 667.
- 9) K.Sakuraya, H.Okada and F.Abe: *Tetsu-to-Hagané*, **90** (2004), 819.
- 10) K.Sakuraya, H.Okada and F.Abe: *CAMP-ISIJ*, **16** (2003), 1555.
- 11) S.Watanabe and H.Ohtani: *Tetsu-to-Hagané*, **62** (1976), 1851.
- 12) K.Sakuraya, T.Watanabe, S.Iwasaki, A.Fukuzawa, M.Yamazaki, T.Take and M.Fujita: *Tetsu-to-Hagané*, **81** (1995), 179.
- 13) S.Iwasaki, K.Sakuraya and A.Fukuzawa: *Tetsu-to-Hagané*, **88** (2002), 413.
- 14) 日本工業規格 JIS G1227: 1999.
- 15) P.E.Busby, M.W.Warga and C.Wells: *Trans. Metall. Soc. AIME*, **197** (1953), 1463.
- 16) P.E.Busby and C.Wells: *J. Met.*, **6** (1954), 972.
- 17) P.Grievenson and E.T.Turkdogan: *Trans. Metall. Soc. AIME*, **230** (1964), 407.
- 18) M.Taneike, K.Sawada and F.Abe: *Metall. Mater. Trans. A*, **35A** (2004), 1225.