高強度および高耐衝撃性を備えたベイナイト鋼の開発

仲井 清 眞¹   小林 千 悟¹   濱田 昌 彦²   小 溝 裕 一³

¹愛媛大学大学院理工学研究科物質生命工学専攻機能材料工学コース

²住友金属工業株式会社総合技術研究所

³大阪大学接合科学研究所

J. Japan Inst. Metals, Vol. 70, No. 11 (2006), pp. 874-879
Special Issue on Development on Materials for Automobiles Use
© 2006 The Japan Institute of Metals
OVERVIEW

Development of Bainitic Steel with High-Strength and -Resistance to Shock

Kiyomichi Nakai¹, Sengo Kobayashi¹, Masahiko Hamada² and Yu-ichi Komizo³

¹Course of Materials Science and Engineering, Department of Materials Science and Biotechnology,
Graduate School of Science and Engineering, Ehime University, Matsuyama 790-8577

²Corporate R & D Lab., Sumitomo Metal Industries, Ltd., Amagasaki 660-0891

³Joining and Welding Res. Inst., Osaka University, Ibaraki 567-0047

Intragranular bainite (α), which consists of 24 variants formed at random, in steels has been investigated in order to develop both strength and toughness. The orientation relationship, $\{011\}\alpha//\{111\}\gamma$, $\langle 11\bar{1}\rangle\alpha//\langle 10\bar{1}\rangle\gamma$ and $\langle 2\bar{1}1\rangle\alpha//\langle \bar{1}2\bar{1}\rangle\gamma$, between intragranular bainite and austenite (γ) has been analyzed to be an important controlling factor for toughness. It could be suggested that the increase in the number density of nucleation site for lath of intragranular bainite increases in both strength and toughness of bainitic steels.

(Received May 2, 2006; Accepted July 12, 2006)

Keywords: intragranular bainite, crystallography, orientation relationship, stereographic analysis, parallelism of slip system, toughness, strength

1. は じ め に

自動車用材料としては地球温暖化の抑制および燃費の低減を目指してその軽量化が図られている。すでに、自動車用材料として高強度鋼を随所に用いて、その使用量を減らすことによる軽量化が図られており、かつ、耐衝撃性の鉄鋼材料の開発をも目指されている。

そこで、本論文では鉄鋼材料中に生成される微細組織の一つであるベイナイトを利用して高強度かつ高靱性材料の設計の試みを紹介する。ベイナイトは、サイズがサブ・ミクロンの微細組織であることから高強度が期待されるが、バリエーション (variant; 兄弟晶) の結晶学的制御に基づいて靱性の向上をより一層図る必要がある。そこで、本論文では靱性に及ぼす結晶学的効果に関する検討結果を述べ、かつ、その組織制御法について記述する。

2. ベイナイトの結晶学

ベイナイト (α ; bcc 構造) は、過冷オーステナイト (γ ; fcc 構造) の等温保持下で鋭い表面起伏を伴って生じ、その形状はラス (細長い板) 状であり、核生成箇所は結晶粒界とされる。ベイナイトはその結晶学的形態によって上部ベイナイト

と下部ベイナイトに大別される。これらは母相である過冷オーステナイトの晶癖面を異にし、下部ベイナイトは ~ 0.4 mass % C 以上の鋼のみに生成され、その晶癖面は $(254)\gamma \sim // (\bar{1}22)\alpha$ である¹⁾。一方、上部ベイナイトは、 $\{111\}\gamma$ 面を晶癖面とするが、3 種の型、B-I, -II および -III, に分別される。B-I 型は炭化物生成を伴わない。B-II 型は $\{111\}\gamma$ 面上、つまり晶癖面上に炭化物生成を伴う。この面は、ベイナイト・ラスの $\{110\}\alpha$ 面に対応する。B-III 型はベイナイト・ラス中に炭化物生成を伴うが、1 つの面上、 $(314)\alpha // (4\bar{1}4)\gamma$ 面、にのみ炭化物が生成されている。したがって、その組織を観察すると、一方向のみに炭化物が並んでいる。一般に、過冷オーステナイトの保持温度が高温である程、B-I 型が生成されやすく、保持温度が低下するにつれて B-II 型、B-III 型が生成される。ベイナイト中の炭化物生成はベイナイトの特長でもあるが、一方で欠点になることもある。つまり、割れの起点になることがある。

ベイナイト・ラスは、特に平均サイズが $1\mu\text{m}$ 以下と細かく、超微細粒材料中の結晶粒径に匹敵する。しかし、超微細粒材料中の結晶粒 (等軸粒) は、結晶学的にほぼ無秩序に配列しているが、ベイナイト・ラスは、母相である過冷オーステナイトと Kurdjumov-Sachs (K-S) の方位関係、 $\{011\}\alpha // \{111\}\gamma$, $\langle 11\bar{1}\rangle\alpha // \langle 10\bar{1}\rangle\gamma$ および $\langle 2\bar{1}1\rangle\alpha // \langle \bar{1}2\bar{1}\rangle\gamma$, を有する。したがって、特に変形初期ではシュミット (Schmid) 因

Fig. 1 Optical micrograph taken from intragranular upper bainite laths in a Fe-0.15 mass% C steel.

子に依存して変形が進行するので²⁾、この K-S の方位関係の有無が変形過程に影響を及ぼす可能性が大である。つまり、一個のベイナイト・ラスが剪断変形すると、隣接するベイナイト・ラスによってその剪断歪が緩和される可能性がある。隣接するベイナイト・ラス中のすべり系同士の平行性(すべり面およびすべり方向の平行性)が良好であると、剪断歪が隣接するベイナイト・ラスの変形によって緩和されやすい。しかし、100%の緩和は望めず、最初に変形したベイナイト・ラス中に残留する剪断歪は、隣接するベイナイト・ラス中の平行すべり系以外のすべり系の活動によって緩和されると考えられる。これによっても緩和されない場合には、材料破断の要因の一つになるものと考えられる。

よって、超微細粒材料を想定して無秩序に結晶粒が配向している場合と、24 種類のバリエーションから成るベイナイト・ラスが無秩序に配列している状態(以後、この状態のベイナイトを粒内ベイナイトと称する)とを考え、隣接する結晶粒間あるいはベイナイト・ラス間のすべり系の平行性を定量的に解析し、その変形過程に及ぼす効果について説明する。粒内ベイナイトの光学顕微鏡写真を Fig. 1 に示す。粒内ベイナイトの場合は 24 種のバリエーションがほぼ均等、かつ、無秩序に生成した状態であり、この状態を反映してベイナイト・ラスが多方向に成長している。また、大きな特徴として、平行なベイナイト・ラスの大きな集団(塊り)がほとんど見られず、一個一個のベイナイト・ラスが隣接するベイナイト・ラスとは異なる方向に成長していることである。さらに、超微細粒材料と大きく異なる点は、母相である過冷オーステナイトと K-S の結晶方位関係を有することである。この点は、特にベイナイト鋼の高靱性化に結び付く可能性が高い³⁻⁹⁾。また、ベイナイト・ラスによるブロック等の変形過程に及ぼす効果についての解析結果も報告する。

3. すべり系の平行性

Fig. 2 に示すようにベイナイト・ラス 1 で変形が生じ始め

Fig. 2 Schematic illustration of deformed bainite laths. Almost of shear strain might be relaxed with deformation of neighboring bainite lath, which is induced by slip system with large Schmid factor. Remained strain is relaxed by activation of slip systems with small Schmid factors. Fine solid lines indicate initial shape of bainite laths and thick lines indicate deformed shape. The symbol $\perp$ is dislocation. The region between dotted lines is sheared by activation of slip system with large Schmid factor.

るとすると、図に示すように剪断歪が発生する。このときベイナイト・ラス 1 内のすべり系 A が活動したとする。そうするとこのすべり系 A に対して平行に近いすべり系 B が活動しやすいと考えられ、かつ、ベイナイト・ラス 1 内の剪断歪も隣接するベイナイト・ラス 2 の変形によって緩和されやすいと考えられる。Fig. 3 に見られるようにラス界面の一部(○で囲まれた領域)では隣接した部分で高密度の転位が見られ、かつ、剪断歪によってその界面部分が他の界面部分から折れ曲がって見える。つまり、ベイナイト・ラス 1 で生じた剪断歪、 ϵ_1 、の大部分がベイナイト・ラス 2 の変形、 $\epsilon_2 = \epsilon_1 \cos \theta$ (Fig. 2 参照; θ はすべり系 A と B との成す角度)、によって緩和され、ベイナイト・ラス界面での過度(高密度)の転位の集積が避けられ材料の伸びを助長することになると考えられる。Fig. 2 は理解を促すためにすべり方向 A と B とが同一平面上にある場合を想定している。ベイナイト・ラス間のすべり系、すべり面およびすべり方向、の平行性が良い程、 θ の値は減少し、ベイナイト・ラス 2 による歪緩和量、 $\epsilon_1 \cos \theta$ 、は増大することになる。ベイナイト・ラス 1 と 2 におけるすべり面同士の平行性についても同様の傾向にあり、平行性が良い程、ベイナイト・ラス 1 中で生じた剪断歪がベイナイト・ラス 2 中のすべり面の剪断歪を効率良く誘起する傾向になるのは明白である。

したがって、両ラス間のすべり方向およびすべり面の平行性が、ベイナイト・ラスの場合と超微細粒材料の場合とで如何に異なるのかを検討する。まず、ベイナイト・ラス間のすべり系の平行性について検討した。この検討に当っては、ステレオ投影図を利用した。ベイナイト・ラスには 24 種類のバリエーションが存在するが、まず、オーステナイトの (111) γ 標準投影図を準備した。この (111) γ 標準投影図を基準に採

Fig. 11 (a) Bright-field transmission electron micrograph taken from blocks of bainite laths and (b) diffraction pattern taken from (a). The diffraction pattern indicates that the blocks consist of 2 kinds of laths having (112) twinned relation with each other.

2.62%となる．よって，試料全体では $1.52\% \times (1/4) + 2.62\% \times (3/4) = 2.35\%$ の割合でベイナイト・ラス間のすべり面およびすべり方向の両方の平行性が同時に良いことになる．

一方，結晶粒間に全く結晶方位関係が存在しない多結晶材料について，前述のすべり面およびすべり方向が同時に 20° 以内の平行性を保つ割合を算出した．結晶粒を半径 r の球体とすると，1つのすべり面の垂直方向に対して，開き角 20° の円錐で切り取られる半径 r の球体の表面積の球体全表面積に対する割合 S を求める．

$$S = 2\pi r^2 \int_0^{\pi/18} \sin \theta d\theta / 4\pi r^2 = 0.0152$$

すべり面， $\{110\}\alpha$ および $\{112\}\alpha$ ，の全枚数は 36 枚であるから，1個の結晶粒表面につき最大で $0.0152 \times 36 = 0.547$ の割合ですべり面の垂直方向に対して，開き角 20° の円錐で切り取られる球体の表面積が存在する．したがって， $(0.547)^2/2 = 0.150$ の割合ですべり面の平行性が与えられる．次に，すべり方向同士の平行性について考える．すべり方向 $\langle 111 \rangle\alpha$ は，1枚の $\{110\}\alpha$ については 4 方向 (1つの方向について逆方向も考慮する)， $\{112\}\alpha$ については 2 方向であるから，合計 6 方向となり， $(0.0152 \times 6)^2/2 = 4.16 \times 10^{-3}$ の割合ですべり方向の平行性が良いことになる．したがって，すべり面とすべり方向が同時に良い平行性を有する割合は， $0.150 \times 4.16 \times 10^{-3} = 6.24 \times 10^{-4}$ となる．つまり，0.06%となる．

つまり，ベイナイトが K-S の結晶方位関係を有する場合 (平行性が良い割合：2.35%) は，結晶方位関係が存在しない多結晶材料の場合 (平行性が良い割合：0.06%) に比べて，約

39 倍も平行性の高いことが伺える．したがって，1個のベイナイト・ラス中の剪断歪が隣接するベイナイト・ラスの変形によって緩和される確立は，多結晶材料におけるそれよりも高いことを示唆しており，転位の局所的もしくは集中的な蓄積を抑制する可能性が高い．このことは，材料の割れを誘発しにくいことに繋がる．

ところで，本研究に用いた試料においては，ブロック (block) が形成されている領域もあり，Fig. 11 に見られるように双晶関係にあるバリエーションから成っている．そこで，双晶関係にあるバリエーション間におけるすべり面およびすべり方向の平行性を調べたところ，平行性が良い割合は，1.00%であった．一方，双晶関係がなく，同一晶癖面上に存在する 6 種類のバリエーション間では，すべり面およびすべり方向の平行性は 1.52% であることから，ブロックを形成せず，各種のバリエーションが形成されるほうが材料の割れを誘発しにくいと考えられる．

また，変形後の一個のベイナイト・ラスの鋭い一方向への表面起伏の干渉顕微鏡による観察結果²⁾から，1個のベイナイト・ラスの剪断歪は $\sim 15\%$ に上る．つまり，1個のベイナイト・ラス内で 1つのすべり系が顕著に活動している．したがって，極端な多重すべりは，困難であると考えられる．理由は，高密度の転位間での弾性的相互作用は非常に大きく，多重すべりの導入前に他のベイナイト・ラスでの変形が生ずると考えるのが妥当である．したがって，主すべり系が変形を支配する大きな要因であると考えられ，1個のベイナイト・ラスの変形によって生じた内部応力に対して最大のシュミット因子を有する隣接ベイナイト・ラス内のすべり系が活動すると考えられる．この実験結果は，上記の解析結果を

支持するものであり、「ベイナイト・ラス間のすべり系の平行性」が変形過程を支配する重要な因子であることを意味する。つまり、ベイナイト鋼の靱性向上にとって、粒内ベイナイトの生成が非常に重要であると結論できる。

粒内ベイナイトを如何に核生成させるか、という課題については、酸化物、窒化物、ホウ化物あるいはこれらの複合化合物などが粒内ベイナイト核生成に寄与するが、これらは割れの起点になりやすい。そこで、これらの化合物を可能な限り利用せずに粒内ベイナイトの核生成を促進させる必要がある。また、ベイナイト特有の炭化物、特に、B-II型におけるセメンタイトは、ベイナイト・ラス間の変形歪の伝播の妨げとなり、割れを発生させやすい。したがって、B-IおよびB-III型ベイナイトの利用が望ましいと考えられる。

4. 実用化へ向って

粒内ベイナイトが微細粒であるがゆえに高強度に寄与することは明白であるが、耐衝撃性向上に大いなる効果があることも実験的に確かめられている¹⁰⁾。そこで、実用化を目指すとなると、経費を抑えて粒内ベイナイトを多量に導入しなければならない。このときに注意しなければならない点は、粒界ベイナイトが生成されないようにすることである。粒界ベイナイトは、成長が早く、靱性低下につながるため、その核生成を抑制しなければならない。現在、研究が進行中であるが、Mn系酸化物、あるいはその複合酸化物がオーステナイト粒界に核生成すると、その成長につれて粒界およびその近傍のMn濃度の低下に起因して粒界ベイナイトが生成されやすくなる¹¹⁾。しかし、一方、MnSや上記の酸化物およびMn系窒化物は、粒内ベイナイトをも核生成しやすくする。そこで、ベイナイト変態が一種の剪断変態であることに着目して、オーステナイト粒内に格子欠陥を利用して剪断歪場の導入を試みた。我々は、S添加による小傾角粒界の導入を試み、ほぼ試料全体を粒内ベイナイトで満たすことができた¹²⁾。今後、小傾角粒界に限らず、オーステナイト粒内に格子欠陥の導入を試みて鉄鋼材料内に剪断歪場の導入を図ると同時に連続冷却過程で粒内ベイナイトの核生成を促進させることが肝要である。但し、ベイナイト変態が剪断変態的要素を有することを利用しては、多種のバリエーションから成るベイナイト・ラスの導入のためには、格子欠陥でさえあれば良いということはない。ある程度、短周期(ベイナイト・ラス幅あるいはそれ以下)の歪場変動が要求されよう。

もう一つの問題点は、指摘したように靱性向上のためにはベイナイトがその界面(晶癖面)に炭化物を有しないB-IもしくはB-III型でなければならないことである。Cおよび合金元素組成制御による組織制御も視野に入れなければならない。容易なことではないことは、予想が着くが不可能とは思えない。「今後とも挑戦する」に尽きる。

5. ま と め

(1) ベイナイト・ラスは非常に微細であるので、1つのベイナイト・ラス内での極端な多重すべりは、困難であると考え

えられる。理由は、高密度の転位間での弾性的相互作用は非常に大きく、多重すべりの導入前に他のベイナイト・ラスでの変形が生ずると考えるのが妥当である。したがって、外部応力に対する主すべり系、および内部応力に対してシュミット因子が大きいすべり系が変形を支配する大きな要因であると考えられる。

(2) 1個のバリエーションの変形による転位の増殖集団が隣接するバリエーションの変形を誘起するという下部組織の観察結果から、一般に、1個のバリエーションの剪断歪の緩和が隣接するバリエーションの変形によって生ずるのではないかと考えられた。そこで、隣接バリエーション間のすべり系の平行性(すべり面およびすべり方向同士が20°以内)をステレオ解析法にて調べた結果、同一晶癖面のバリエーション間では1.52%、異種晶癖面バリエーション間では2.62%であった。試料全体では2.35%である。一方、結晶粒間に全く結晶方位関係が存在しない多結晶材料におけるそれは、0.06%であることからベイナイト・ラスにおける結晶方位関係、Kurdjumov-Sachsの関係： $\{011\}\alpha//\{111\}\gamma$ 、 $\langle 11\bar{1}\rangle\alpha//\langle 10\bar{1}\rangle\gamma$ および $\langle 21\bar{1}\rangle\alpha//\langle 12\bar{1}\rangle\gamma$ がベイナイト鋼の機械的性質の改善に大いに役立つことが期待される。

(3) 一般に見られるベイナイト・ラスは、結晶粒界から核生成しており、同一晶癖面に沿って成長していることが多い(粒界ベイナイト)。隣接するベイナイト・ラスは双晶関係にあるものが多いが、すべり系の平行性は良くなく、割れの発生が生じやすいことが示唆できた。したがって、ブロックやブロックの集合体であるパケットが細かいほうが各種のバリエーション同士が隣接する可能性が高くなるので、靱性向上が期待できる。

(註)日本鉄鋼協会発刊の学術雑誌「鉄と鋼(Vol. 90(2004), 574-580. および Vol. 91(2005), 882-887.)」から図などの転載許可を頂いた。ここに深甚なる謝意を表します。

文 献

- 1) K. Nakai and Y. Ohmori: *Materia Japan* **40**(2001) 52-58.
- 2) K. Nakai, T. Megumi, S. Kobayashi, M. Hamada and Y. Komizo: *TETSU-TO-HAGANE* **90**(2004) 574-580.
- 3) K. Nakai, T. Megumi, S. Kobayashi, M. Hamada and Y. Komizo: *TETSU-TO-HAGANE* **91**(2005) 882-887.
- 4) R. L. Klueh, D. J. Alexander and E. A. Kenik: *J. Nucl. Mater.* **227**(1995) 11-23.
- 5) R. L. Klueh and D. J. Alexander: *J. Nucl. Mater.* **265**(1999) 262-272.
- 6) M. J. Balart, C. L. Davis and M. Strangwood: *Mater. Sci. Eng.* **A328**(2002) 48-57.
- 7) K. Laha, K. S. Chandravathi, K. B. S. Rao, S. L. Mannan and D. H. Sastry: *Int. J. Pressure Vessels Piping* **77**(2000) 761-769.
- 8) D. Q. Bai, S. Yue, T. M. Maccagno and J. J. Jonas: *ISIJ Int.* **38**(1998) 371-379.
- 9) N. Shikanai, H. Kagawa and M. Kurihara: *ISIJ Int.* **32**(1992) 335-342.
- 10) M. Hamada, S. Okaguchi, Y. Komizo, A. Yamamoto, N. Takahashi, T. Ikeda and I. Takeuchi: *Proc. of the International Pipeline Technology Conference*, Published by Scientific Surveys Ltd., UK. **3**(2004) 1077-1088.
- 11) K. Nakai, K. Kibata, S. Kobayashi, M. Hamada and Y. Komizo: to be submitted.
- 12) N. Kanno, K. Nakai, S. Kobayashi, T. Sakamoto, M. Hamada and Y. Komizo: *CAMP-ISIJ* **19**(2006) 454.