

ベイナイト鋼の初期変形過程

仲井 清真*・恵 智裕*²・小林 千悟*・濱田 昌彦*³・小溝 裕一*⁴

Early Stage of Deformation in a Bainitic Steel

Kiyomichi NAKAI, Tomohiro MEGUMI, Sengo KOBAYASHI, Masahiko HAMADA and Yuichi KOMIZO

Synopsis : Tensile deformation behavior at an early stage in a bainitic steel has been examined by detecting formation of surface relief, and analyzed stereographically. The variants of bainite could be identified by both morphology and crystallography. The surface relief was detected in a bainite-variant at an early stage of deformation. It could be analyzed that the variant with surface relief has many slip systems of larger Schmid factors compared with those that other variants have, resulting in the early stage of deformation of bainite being largely dependent on Schmid factor.

Key words : early stage; bainite; variant; morphology; tensile test; surface relief; slip system; Schmid factor; optical microscopy.

1. 緒言

ベイナイト・ラスは、その厚さが一般に数100 nmと薄く、バリエーション数も多い。特に、介在物等から粒内に核生成するベイナイトは組織学的に粒界ベイナイトと異なり、4種の{111}_γ晶癖面を有するベイナイトがほぼ確率的に均等に母相中に生成され、それらのバリエーションに関しては粒界ベイナイトのそれらに比べて格段に無秩序に生成されている。この4種の晶癖面および24のバリエーションから成る各ベイナイトがほぼ均等に生成することがベイナイト鋼の高靱性¹⁻⁵⁾、高強度化ならびにクリープ特性の向上⁶⁻⁸⁾に結びつく可能性が高い。

数 μm ⁹⁾以上のフェライト粒変形に関しては、エッチピット法により、すべり線を明瞭に観察することができ、すべり系の活動に関する情報を得ることができることは良く知られているが、ベイナイトに関してはエッチピット法を利用するには非常に困難を伴う。ベイナイト・ラスはその幅も一般に1 μm 以下のサイズであり、かつ、その内部の転位密度が高いために初期変形過程に関する情報が非常に得にくい。

そこで、本研究ではベイナイト・ラスの変形に起因する表面起伏の生成に初めて着目した。つまり、変形を顕著に被ったベイナイト・ラスのみが、表面起伏を明瞭に生成するので、変形初期の変形支配因子であるシュミット因子 (Schmid factor) の値を基に変形初期過程に関する情報を得ようと試みた。

2. 実験方法

2.1 ベイナイト・ラス・バリエーションの表面起伏観察

試料の化学組成を Table 1 に示す。この試料から Fig. 1 に示す形状で厚さ1 mmの引張試験片を作製した。これを1400°C×300 sの焼鈍にてオーステナイト化後、450°Cで種々の時間、等温保持を行った。これらの等温保持試料の硬度を計測した結果、14.4 ks等温保持にて著しい組織変化はなく硬度の減少が生じたので、ベイナイト・ラスの回復が期待され、引張試験による変形が表面起伏を誘起しやすいのではないかと考えられた。よって、Fig. 2 に示すように450°C×14.4 ksの等温保持試料を引張試験に供した。引張試験前に引張試験片表面を鏡面に仕上げて干渉顕微鏡で

Table 1 Chemical composition (wt%).

C	Si	Mn	P	So,Al	Ti	S	O	N
0.19	<0.01	1.44	0.002	0.001	0.018	<0.001	0.007	0.003

平成16年1月15日受付 平成16年4月23日受理 (Received on Jan. 15, 2004; Accepted on Apr. 23, 2004)

* 愛媛大学工学部 (Faculty of Engineering, Ehime University, 3 Bunkyo-cho Matsuyama 790-8577)

*² 愛媛大学大学院理工学研究科 (Graduate School of Science and Engineering, Ehime University)

*³ 住友金属工業 (株) 総合技術研究所 (Corporate Research and Development Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd.)

*⁴ 大阪大学接合科学研究所 (Joining and Welding Research Institute, Osaka University)

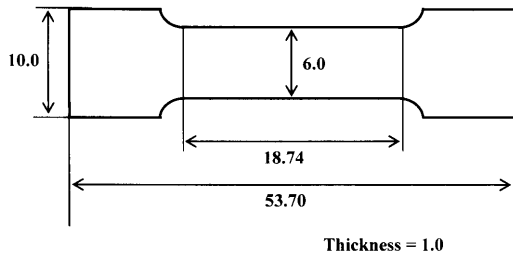


Fig. 1. Tensile test specimen. The unit of either length or thickness is mm.

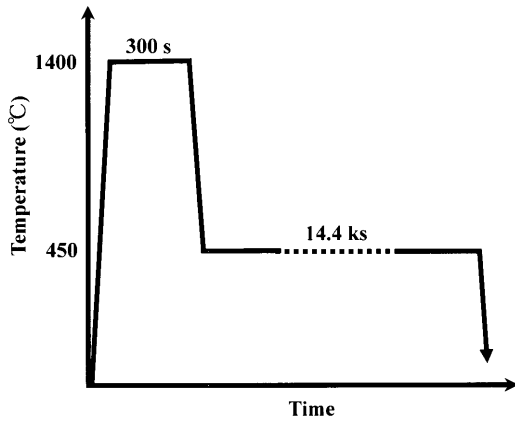


Fig. 2. Heat treatment.

表面に起伏の存在しないことを確認した。引張試験前後における観察箇所をほぼ同一にするために観察箇所近傍にビッカースの圧痕を付けた。引張試験を歪速度 5×10^{-4} /s で行い、4%の引張歪を与えた後、除荷重した。引張試験後、干渉顕微鏡にて表面起伏観察を行った。その後、ナイタールにて腐食し、ほぼ同一箇所の観察を行い、変形したベイナイト・ラスを同定した。各ベイナイト・ラスのトレース解析にてバリエントの同定を行い、かつ、各バリエントに関するシュミット因子を導出した。バリエントの同定に当たっては、ベイナイト・ラスの成長方向、 $\langle 11\bar{1} \rangle_{\alpha} // \langle 10\bar{1} \rangle_{\gamma}$ 、およびこれらと試料表面との成す角度を考慮した。

3. 実験および解析結果

3.1 バリエントの表面起伏観察

Fig. 3(a)に干渉顕微鏡による表面起伏の観察結果を示す。図中に示すように一方に明瞭に表面起伏が生成されている。勿論、試料を各種の方向に数度傾けることにより、干渉縞の方向を変化させて、他の方向には表面起伏が存在しないことを確かめている。次に、Fig. 3(b)にほぼ同一箇所(ビッカース圧痕位置は同一箇所であり、丸で囲む)のナイタールによる腐食組織を示す。その結果、Fig. 3(a)にてB1と表示した近傍の箇所には、三方向のベイナイト・ラスが生成されている。以後、各々をB1、B2およびB3と称

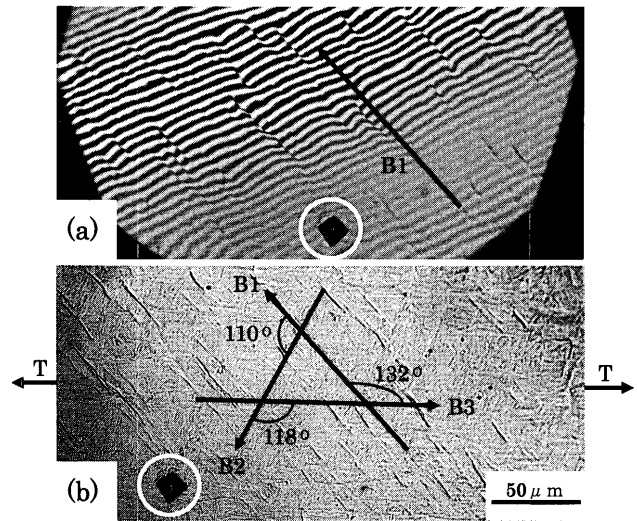


Fig. 3. (a) Interference optical micrograph showing surface reliefs only along B1. (b) Optical micrograph taken from almost same area in (a). Vickers indentations enclosed with white circles in both (a) and (b) are identical.

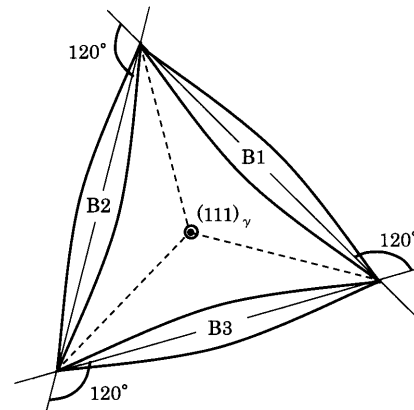


Fig. 4. Schematic illustration of variants of bainite formed in the specimen, whose surface is $(111)_{\gamma}$.

する。よって、バリエントB1のみが顕著に表面起伏を生成していることが判明した。つまり、少なくともバリエントB1は著しく変形していると考えられる。

3.2 ベイナイト・ラスの結晶配向の決定

ベイナイト鋼の組織が非常に細かいことに起因して、ベイナイト・ラスのバリエントの同定のための背面反射X線ラウエ法の実施は言うに及ばず、透過電子顕微鏡法の適用も不可能に近い。そこで、光学顕微鏡写真上のベイナイト・ラスの伸びた方向(以後、トレース(Trace)と称する)を利用してベイナイト・ラスの結晶配向を決定する。ところで、ベイナイト・ラスはオーステナイトの $\{111\}$ 面を晶癖面として生成しているため、今回はfcc構造中の四枚の $\{111\}$ 面からなるトンプソンの四面体を利用する。晶癖面が $\{111\}$ 面であることは、ベイナイト・ラスのトレースが正三角形を成している領域が存在することから、正しいと結論した。つまり、Fig. 4に示す状態でベイナイト・ラス

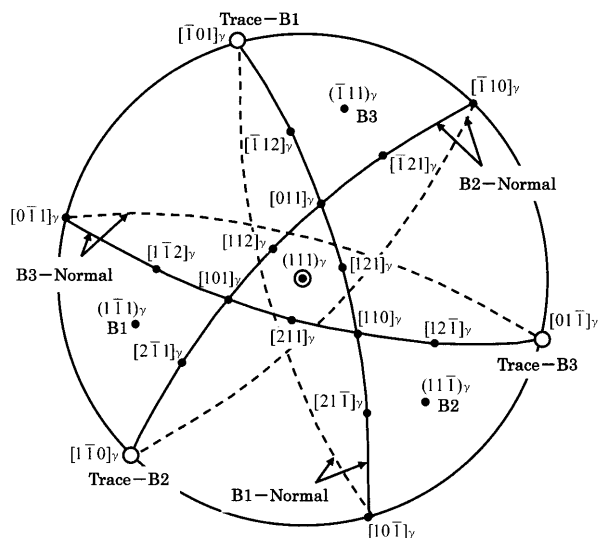


Fig. 5. The $(111)_\gamma$ standard stereographic projection. The B1, B2 and B3 in the figure correspond to the directions normal to habit planes of B1, B2 and B3 in Fig. 4. The rigid and dotted large circles are directions parallel to the habit planes of B1, B2 and B3. The explanation for the dotted large circle is in text and Fig. 6.

が存在し、各バリエーション間で 120° の角度を成す。この状態は、四枚の $\{111\}$ 晶癖面の内、一枚は試料表面に平行であることを意味する。したがって、この状態をステレオ投影図上に示すには、 $(111)_\gamma$ 標準投影図を用いると理解しやすい。Fig. 5は $(111)_\gamma$ 標準投影図であり、投影図の中心が $(111)_\gamma$ 面に垂直な方向を与えており、 $(111)_\gamma$ 面が試料表面に平行であることを表している。他の三枚の $\{111\}_\gamma$ 面、 $(1\bar{1}1)_\gamma$ 、 $(11\bar{1})_\gamma$ および $(\bar{1}\bar{1}1)_\gamma$ を各々バリエーションB1、B2およびB3の晶癖面と想定すると、図中の各 $\{111\}_\gamma$ 面に垂直な方向から 90° をなす大円が図中の三本の実線の弧と与えられ、これらの大円上にペイナイト・ラスのトレースが乗ることになる。各バリエーションのトレースは、Fig. 5中の外周円上の白丸で与えられる方向となる。しかし、本実験結果では、Fig. 3(b)に示すようにB1とB2間では 110° 、B2とB3間では 118° ならびにB3とB1間では 132° の角度を成している。つまり、実際の試料表面は $(111)_\gamma$ 面から傾いている。そこで、三種類のバリエーションのトレースがこれら三種類の角度を成すときの試料面方位を探す必要がある。

Fig. 6に示すようにFig. 5中の実線の弧は投影球上の大円ABCを光源1からスクリーンS1に投影したものであり、Fig. 5中の破線の弧は大円CDAを光源2からスクリーンS2に投影したものである。この二つのスクリーンS1およびS2をそのまま重ね合わせて、光源2から光源1の方向へ向かって見た図がFig. 5である。つまり、破線の弧は実線の弧を延長した大円に対応する。

したがって、Fig. 5において実線と破線の大円の組合わせから成るレンズ形状を有する大円は、一つのバリエーションの晶癖面に平行である全ての結晶方位を与えている。各バ

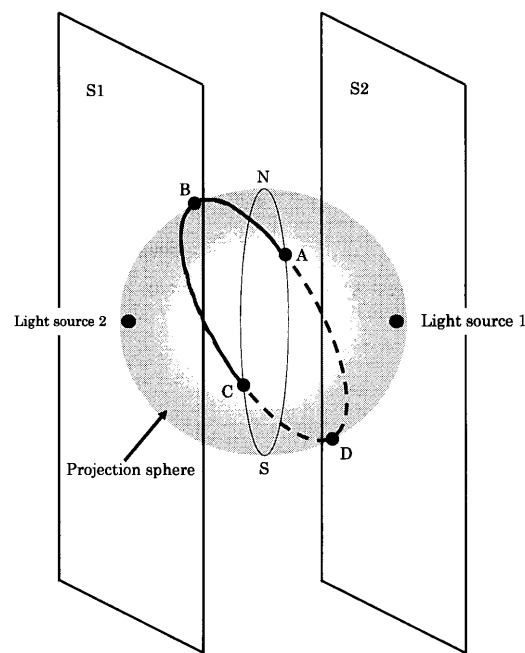


Fig. 6. Schematic illustration for describing the stereographic projection in Fig. 5.

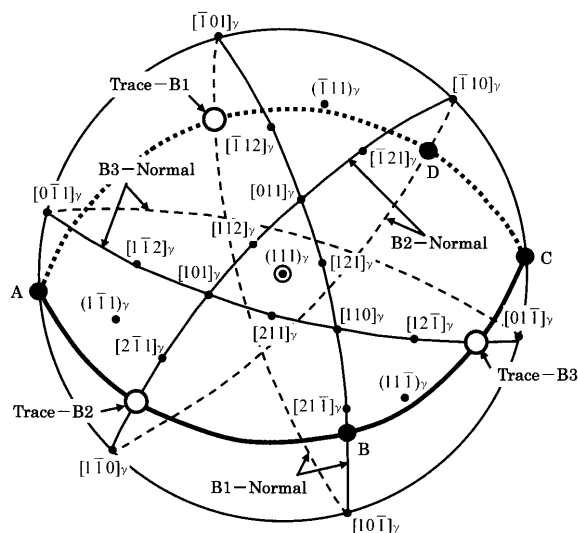


Fig. 7. Stereographic projection showing traces-B1, -B2 and -B3. The large circle ABCD is parallel to the specimen surface in Fig. 3(b).

リエーションに対応する各レンズ形状の大円をB1-Normal、B2-NormalおよびB3-Normalと図中に記す。

試料表面に平行な全ての結晶方位、つまり、これも実線と破線の弧状大円の組合わせから成るレンズ形状となるが、もし、Fig. 7中のレンズ状大円、ABCD、がそれであるとすると、Fig. 3(b)中の三つのトレースは、このレンズ状大円の上になければならない。そこで、試行錯誤を繰り返すことになるが、レンズ状大円ABCDとB1-Normal、B2-NormalおよびB3-Normalの交点、つまり、Fig. 3(b)中の三つのトレースが上記の所定の角度を成すようにこのレンズ状大円位置を決定するのである。勿論、Fig. 7の外周

円は試料表面が(111)_γ面であるときの試料表面上の全ての結晶方位を与えるので、この外周円から大きくずれない位置にレンズ状大円ABCDが存在することは容易に推定できる。理由は、各バリエント間の角度が120°から大きくずれていないためである。

試行錯誤の結果、Fig. 7中のレンズ状大円ABCDがFig. 3(b)の結果に対応していることが判明した。レンズ状大円ABCDの実線弧とB1-Normal, B2-NormalおよびB3-Normalの実線弧との三交点、ならびにレンズ状大円ABCDの破線弧とB1-Normal, B2-NormalおよびB3-Normalの破線弧との三交点の合計六交点のうち、三交点間で所定の角度、つまり、B1とB2間で110°、B2とB3間で118°ならびにB3とB1間で132°の角度を成す方位を選定した。その結果、Fig. 7中のTrace-B1, Trace-B2およびTrace-B3が上記の所定の角度を成していることが判明した。

次に、シュミット因子算出の際に能率を上げるために、試料面に垂直な方位をステレオ投影図の中心に持ってきた。つまり、レンズ状大円ABCDがステレオ投影図の外周円に一致するようにすれば良い。今回の場合は、Fig. 7中の軸ACの周りにレンズ状大円ABCDを22°回転させれば良かった。その結果をFig. 8に示す。ところで、図中の指数は、オーステナイト中のそれらに対応しているため、ベイナイト、つまりbcc構造に変換せねばならない。そこで、オーステナイトとベイナイト間の結晶方位関係であるKurdjumov-Sachsの方位関係、 $\{011\}_\alpha // \{111\}_\gamma$, $\langle 11\bar{1}\rangle_\alpha // \langle 10\bar{1}\rangle_\gamma$ および $\langle 21\bar{1}\rangle_\alpha // \langle \bar{1}2\bar{1}\rangle_\gamma$, およびベイナイト・ラスの成長方向を利用してベイナイト・ラスのバリエントの決定を行った。例えば、バリエントB1の晶癖面は、Fig. 8中の(1 $\bar{1}$ 1)_γ面であるから、(101)_α面を(1 $\bar{1}$ 1)_γ面に重ね合わせる。次に、組織観察結果よりベイナイト・ラスの成長方向が試料表面に平行に近いことから、バリエントB1の場合は[1 $\bar{1}$ 0]_γが成長方向であると考えられる。この方向に平行なベイナイト・ラスの成長方向は、[$\bar{1}$ 11]_αおよび[11 $\bar{1}$]_αの2方向である。つまり、[1 $\bar{1}$ 0]_γ点に[$\bar{1}$ 11]_αあるいは[11 $\bar{1}$]_α点を重ね合わせる。この2つのバリエントを図示したのが、Fig. 9(a) および (b) であり、結晶方位関係を表示すると、(101)_α//(1 $\bar{1}$ 1)_γ, [11 $\bar{1}$]_α//[1 $\bar{1}$ 0]_γ および [12 $\bar{1}$]_α//[121]_γ ならびに (101)_α//(1 $\bar{1}$ 1)_γ, [11 $\bar{1}$]_α//[$\bar{1}$ 01]_γ および [12 $\bar{1}$]_α//[121]_γ であり、各々、バリエントB1-aおよびB1-bと称する。同様に、ベイナイト・ラスの成長方向が試料表面に平行に近いとするとバリエントB2は、B2-a; (110)_α//(11 $\bar{1}$)_γ, [1 $\bar{1}$ 1]_α//[1 $\bar{1}$ 0]_γ および [1 $\bar{1}$ 2]_α//[112]_γ ならびに B2-b; (110)_α//(11 $\bar{1}$)_γ, [1 $\bar{1}$ 1]_α//[$\bar{1}$ 10]_γ および [1 $\bar{1}$ 2]_α//[112]_γ の2つのバリエントから成る (Fig.10参照)。バリエントB3は、B3-a; (011)_α//($\bar{1}$ 11)_γ, [1 $\bar{1}$ 1]_α//[0 $\bar{1}$ 1]_γ および [21 $\bar{1}$]_α//[211]_γ ならびに B3-b; (011)_α//($\bar{1}$ 11)_γ, [1 $\bar{1}$ 1]_α//[0 $\bar{1}$ 1]_γ および [2 $\bar{1}$ 1]_α//[211]_γ の2つのバリエントから成る (Fig.11参照)。つまり、写真上で見られるベイナイト・ラスは合計6つのバリエントで構成されてい

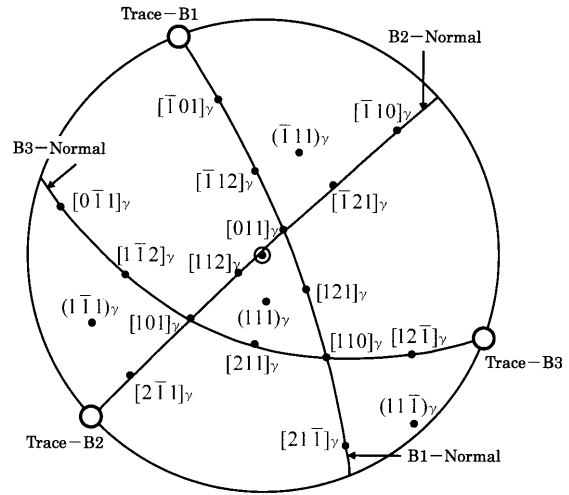


Fig. 8. Stereographic projection rotated 22° around the line AC in Fig. 7. Traces-B1, -B2 and -B3 moved to the periphery of the stereographic projection.

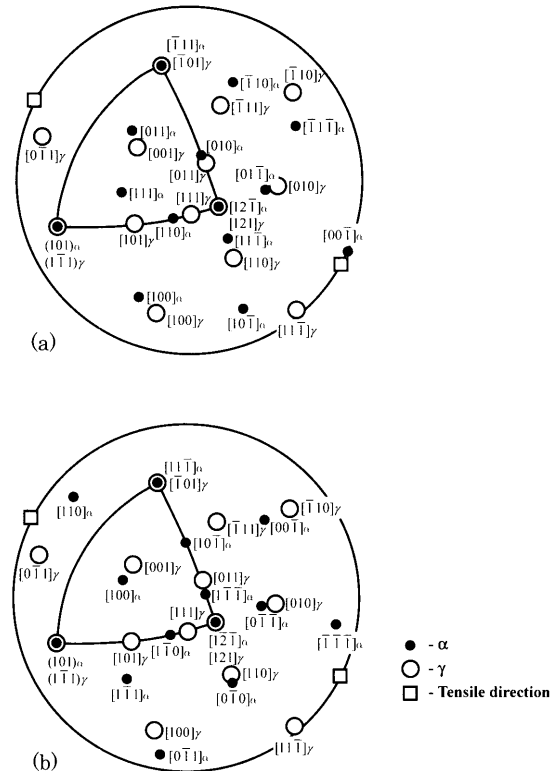


Fig. 9. Two variants in B1. (a) Variant of B1-a having Kurdjumov-Sachs orientation relationship of $(101)_\alpha // (1\bar{1}1)_\gamma$, $[11\bar{1}]_\alpha // [101]_\gamma$ and $[12\bar{1}]_\alpha // [121]_\gamma$. (b) Variant of B1-b having $(101)_\alpha // (1\bar{1}1)_\gamma$, $[11\bar{1}]_\alpha // [101]_\gamma$ and $[12\bar{1}]_\alpha // [121]_\gamma$.

ると考えられる。

そこで、すべり系としては $\{011\}_\alpha // \{11\bar{1}\}_\alpha$ および $\{112\}_\alpha // \langle 11\bar{1}\rangle_\alpha$ を想定し、バリエントB1-aおよびB1-bについてシュミット因子を計算したところ、Table 2に示すようにバリエントB1-bでは、シュミット因子が0.38以上のすべり系が3つしかないのに比べて、バリエントB1-aでは12も存在する。但し、シュミット因子値0.38という値を採った

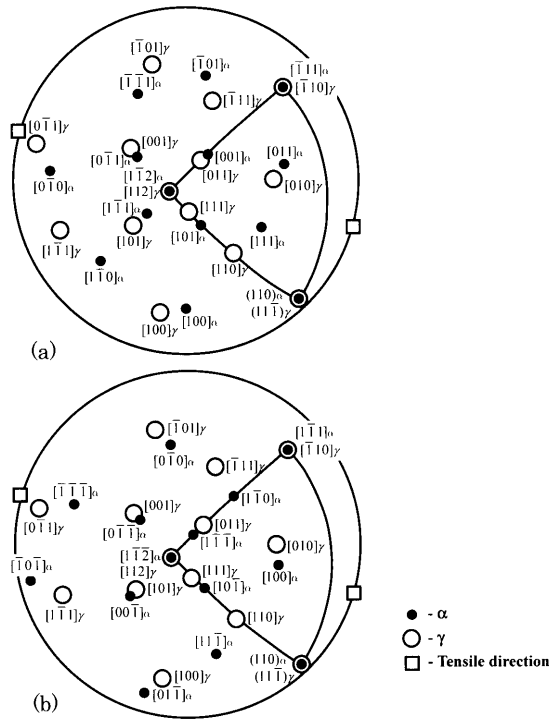


Fig. 10. Two variants in B2. (a) Variant of B2-a having Kurdjumov-Sachs orientation relationship of $(110)_\alpha // (111)_\gamma$, $[111]_\alpha // [110]_\gamma$ and $[112]_\alpha // [112]_\gamma$. (b) Variant of B2-b having $(110)_\alpha // (111)_\gamma$, $[111]_\alpha // [110]_\gamma$ and $[112]_\alpha // [112]_\gamma$.

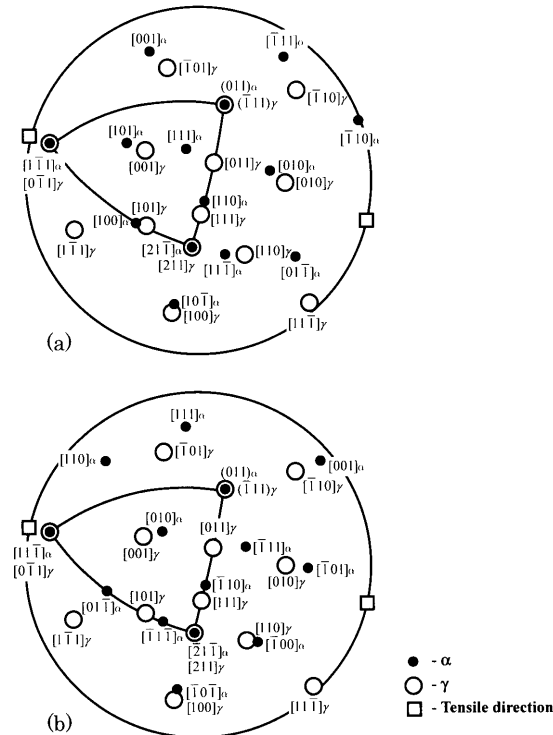


Fig. 11. Two variants in B3. (a) Variant of B3-a having Kurdjumov-Sachs orientation relationship of $(011)_\alpha // (111)_\gamma$, $[111]_\alpha // [011]_\gamma$ and $[211]_\alpha // [211]_\gamma$. (b) Variant of B3-b having $(011)_\alpha // (111)_\gamma$, $[111]_\alpha // [011]_\gamma$ and $[211]_\alpha // [211]_\gamma$.

Table 2. Slip systems with Schmid factors of more than 0.30 in (a) B1-a and (b) B1-b bainite laths, respectively. Twelve slip systems, in which both slip plane and slip direction are inclined at angles more than 20° to the specimen surface, are underlined.

(a)	Slip system	Schmid factor
	$(112)_\alpha / [11\bar{1}]_\alpha$	0.50
	$(\bar{1}\bar{1}\bar{2})_\alpha / [\bar{1}\bar{1}1]_\alpha$	0.49
	$(11\bar{2})_\alpha / [111]_\alpha$	0.46
	$(\bar{1}\bar{1}2)_\alpha / [\bar{1}\bar{1}\bar{1}]_\alpha$	0.45
	$(011)_\alpha / [11\bar{1}]_\alpha$	0.43
	$(01\bar{1})_\alpha / [\bar{1}\bar{1}1]_\alpha$	0.43
	$(101)_\alpha / [\bar{1}\bar{1}1]_\alpha$	0.42
	$(101)_\alpha / [11\bar{1}]_\alpha$	0.42
	$(10\bar{1})_\alpha / [111]_\alpha$	0.41
	$(10\bar{1})_\alpha / [\bar{1}\bar{1}\bar{1}]_\alpha$	0.39
	$(01\bar{1})_\alpha / [111]_\alpha$	0.39
	$(011)_\alpha / [\bar{1}\bar{1}\bar{1}]_\alpha$	0.38

(b)	Slip system	Schmid factor
	$(\bar{1}\bar{1}\bar{2})_\alpha / [11\bar{1}]_\alpha$	0.49
	$(101)_\alpha / [11\bar{1}]_\alpha$	0.42
	$(01\bar{1})_\alpha / [11\bar{1}]_\alpha$	0.41

のは、Table 2の結果から、次に小さいシュミット因子値との間に大きな差があることに基づいている。

バリエント B2-a, b および B3-a, b に対するシュミット因子の計算結果を Table 3 および 4 に示す。いずれもシュミット因子値 0.38 以上を示すバリエント数に着目すると、バリエント B2 ではその数は 8 (バリエント B2-a) および 4 (バリエント B2-b)、バリエント B3 では 0 (バリエント B3-a) および 1 (バリエント B3-b) である。つまり、バリエント B1-a および B2-a が他のバリエントに比べて、大きなシュミット因子を多く有するバリエントとみなせる。

4. 考察

4.1 バリエント内変形

ベイナイト・ラス中には恐らく変態歪緩和の結果としての転位の導入が考えられ、これらの転位がベイナイト・ラスの塑性変形を妨げる傾向にあると考えられる。そこで、ベイナイト・ラスの成長、つまり、形状変化をできるだけ抑えて、かつ、転位密度の減少を図った。その目安として等温保持後の硬度変化に着目して、硬度の減少した等温保持時間の試料を引張試験に供している。引張試験後の表面起伏生成は、ベイナイト・ラスの変形によるものと考えられる。但し、後で考察するが、すべり面およびすべり方向が試料表面に対してなす角度が 90° に近い場合に、転

Table 3. Slip systems with Schmid factors of more than 0.30 in (a) B2-a and (b) B2-b bainite laths, respectively. Six slip systems, in which both slip plane and slip direction are inclined at angles more than 20° to the specimen surface, are underlined.

(a)	Slip system	Schmid factor
	$(\bar{1}\bar{2}1)_\alpha / [111]_\alpha$	0.49
	$(011)_\alpha / [\bar{1}\bar{1}1]_\alpha$	0.48
	$(\bar{1}\bar{2}1)_\alpha / [\bar{1}\bar{1}1]_\alpha$	0.45
	$(0\bar{1}1)_\alpha / [111]_\alpha$	0.45
	$(110)_\alpha / [\bar{1}11]_\alpha$	0.41
	$(\bar{1}\bar{2}1)_\alpha / [\bar{1}11]_\alpha$	0.39
	$(112)_\alpha / [\bar{1}\bar{1}1]_\alpha$	0.39
	$(1\bar{1}0)_\alpha / [111]_\alpha$	0.38
	$(121)_\alpha / [1\bar{1}1]_\alpha$	0.32
	$(211)_\alpha / [\bar{1}11]_\alpha$	0.31
	$(\bar{1}\bar{1}2)_\alpha / [111]_\alpha$	0.31
	$(1\bar{1}0)_\alpha / [\bar{1}\bar{1}1]_\alpha$	0.30
(b)	Slip system	Schmid factor
	$(110)_\alpha / [1\bar{1}1]_\alpha$	0.41
	$(\bar{1}0\bar{1})_\alpha / [11\bar{1}]_\alpha$	0.40
	$(\bar{1}\bar{1}\bar{2})_\alpha / [11\bar{1}]_\alpha$	0.39
	$(\bar{1}\bar{2}\bar{1})_\alpha / [11\bar{1}]_\alpha$	0.39
	$(2\bar{1}\bar{1})_\alpha / [\bar{1}\bar{1}\bar{1}]_\alpha$	0.32
	$(2\bar{1}1)_\alpha / [11\bar{1}]_\alpha$	0.32
	$(21\bar{1})_\alpha / [1\bar{1}1]_\alpha$	0.31

Table 4. Slip systems with Schmid factors of more than 0.30 in (a) B3-a and (b) B3-b bainite laths, respectively. Slip system, in which both slip plane and slip direction are inclined at angles more than 20° to the specimen surface, does not exist.

(a)	Slip system	Schmid factor
	$(2\bar{1}1)_\alpha / [11\bar{1}]_\alpha$	0.37
	$(110)_\alpha / [11\bar{1}]_\alpha$	0.34
	$(101)_\alpha / [11\bar{1}]_\alpha$	0.33
	$(1\bar{1}2)_\alpha / [\bar{1}\bar{1}1]_\alpha$	0.32
	$(01\bar{1})_\alpha / [\bar{1}\bar{1}1]_\alpha$	0.31
(b)	Slip system	Schmid factor
	$(1\bar{2}\bar{1})_\alpha / [\bar{1}\bar{1}1]_\alpha$	0.39
	$(110)_\alpha / [\bar{1}\bar{1}1]_\alpha$	0.35
	$(01\bar{1})_\alpha / [\bar{1}\bar{1}1]_\alpha$	0.33

位のすべり運動によって試料表面に対して垂直方向への物質移動が生じやすく、表面起伏が現れやすいと考えられる。

4.2 活動すべり系

本実験では、引張歪を4%としたが、この歪量は表面起伏が一つのバリエーションのみに生じ出したときのものであり、シュミット因子の大小によって活動すべり系の解析が可能と考えられる。つまり、変形の初期においてはシュミット因子が変形を支配する主因子と考えられる。変形量の増大につれて、他のバリエーションにも表面起伏が現れる。ところで、バリエーションB1-aではシュミット因子が0.38以上のものが合計12個存在し、バリエーションB2-aでは8個存在する。これらの内、すべり面あるいはすべり方向が試料表面に平行あるいは平行に近い場合には、そのすべり系が活動しても表面起伏が生じないか、もしくは、生じにくい。したがって、すべり面およびすべり方向が試料表面に対してなす角度が20°以上の系には下線を付したが、Table 2-4に示すごとくバリエーションB1-a中のすべり系が表面起伏生成に大きく関与していると考えられる。但し、シュミット因子値0.38を境とした理由は、上記のごとくであるが、角度を20°にしたのは $\tan 20^\circ \sim 1/3$ が表面起伏生成に起因する干渉縞のずれが明瞭に観察できる目安であるとしたことに基づいている。つまり、Fig. 3(a)において干渉縞の位置のずれが容易に判別できることに起因している。

以上のごとく、ベイナイト鋼においても変形初期においてはベイナイト・ラスのシュミット因子が支配的因子と考えられ、初期運動転位の重要性が指摘できたものと考えられる。

今後、もし可能であれば透過電子顕微鏡内でのその場観察実験等により、臨界剪断応力の結晶方位依存性に関する取得も行うべきであろう。理由としては、ベイナイト・ラス中の不均一な転位の分布による転位運動の障害に異方性が存在する可能性が大であるからである⁹⁾。さらに、変形が進めば、ベイナイト・ラス自体の形状¹⁰⁾にも依存して活動すべり系に影響を与える可能性が出てくると考えられる。

5. まとめ

非常に微細なベイナイト・ラスの変形初期過程に関する情報の一部を表面起伏生成を利用して、初めて得た結果をまとめる。

(1) ベイナイト・ラスの変形の確認のために、転位のすべり運動によるベイナイト・ラスと試料表面との交面上の表面起伏を利用することができる。

(2) ベイナイト鋼の変形初期においては、主としてベイナイト・ラスのシュミット因子に依存して変形が進行すると考えられる。

(3) 今後、ベイナイト・ラスの変形抵抗になると考えられるベイナイト・ラス中の格子欠陥、主として転位、の性状に関する情報を得ると同時にこれらが活動すべり系に

いかなる影響を及ぼすかを明確にする必要がある。

終わりに本研究の遂行にあたり、(社)日本鉄鋼協会から第12回鉄鋼研究振興助成による御援助を賜ったことを明記し、ここに深く感謝申し上げます。

文 献

- 1) R.L.Klueh, D.J.Alexander and E.A.Kenik: *J. Nucl. Mater.*, **277** (1995), 11.
- 2) R.L.Klueh and D.J.Alexander: *J. Nucl. Mater.*, **265** (1999), 262.
- 3) M.J.Balart, C.L.Davis and M.Strangwood: *Mater. Sci. Eng.*, **A328** (2002), 48.
- 4) A.K.Lis: *J. Mater. Process. Technol.*, **106** (2000), 212.
- 5) C.S.Chiou, J.R.Yang and C.Y.Huang: *Mater. Chem. Phys.*, **69** (2001), 113.
- 6) K.Laha, K.S.Chandravathi, K.B.S.Rao, S.L.Mannan and D.H.Sastry: *Int. J. Pressure Vessels Piping*, **77** (2000), 761.
- 7) D.Q.Bai, S.Yue, T.M.Maccagno and J.J.Jonas: *ISIJ Int.*, **38** (1998), 371.
- 8) N.Shikanai, H.Kagawa and M.Kurihara: *ISIJ Int.*, **32** (1992), 335.
- 9) B.C.Muddle and J.F.Nie: *Scr. Mater.*, **47** (2002), 187.
- 10) T.Moritani, N.Miyajima, T.Furuhara and T.Maki: *Scr. Mater.*, **47** (2002), 193.