

UDC 669.15'74'781-194.2 : 621.785.6 : 539.54

論 文

オーステナイトにおける AlN の析出とボロン処理鋼の焼入性*

山 中 和 夫**・大 森 靖 也***

The Precipitation of AlN in Austenite and the Hardenability of Boron-Treated Steels

Kazuo YAMANAKA and Yasuya OHMORI

Synopsis:

The aluminum nitride precipitation in austenite and its effect on the hardenability of low-carbon-1/2 molybdenum boron-treated steels has been investigated. The results are as follows:

(1) The precipitation of BN occurs under non-equilibrium condition in the case of shorter austenitizing time and consequently lowers hardenability. Such non-equilibrium BN precipitates transform to AlN with increasing the austenitizing time, resulting in the recovery of hardenability.

(2) The recovery of hardenability is due to the increase of the soluble boron content accompanied by the formation of AlN.

(3) The orientation relationship between AlN and austenite is given as:

$$[0001]_{\text{AlN}} // [\bar{1}10]_{\gamma\text{-Fe}} \cdots \cdots \text{growth direction}$$

$$(11\bar{2}0)_{\text{AlN}} // (111)_{\gamma\text{-Fe}}$$

$$(1\bar{1}00)_{\text{AlN}} // (\bar{1}\bar{1}2)_{\gamma\text{-Fe}}$$

The degree of misfit is very small along the $[0001]_{\text{AlN}} // [\bar{1}10]_{\gamma\text{-Fe}}$ direction, leading to the preferential growth of AlN along this direction.

1. 緒 言

微量ボロンの添加による鋼材の焼入性向上はオーステナイト粒界に偏析したボロンが粒界の界面エネルギーを低下させることによると考えられている^{1)~4)}。したがってボロン添加鋼の焼入性は粒界に偏析できる固溶ボロン量と密接な関連をもち、窒素を AlN として固定して BN としての無効なボロンになるのを防ぐアルミニウムの添加が重要であることが知られている⁵⁾。しかしながらアルミニウムを十分に添加してもオーステナイト状態で AlN の析出に先立ち BN が非平衡的に析出する可能性が大きく⁶⁾、B-N-Al 系低合金鋼の焼入性はオーステナイト化時間が短い場合必ずしも単純な平衡論に基づく解析⁷⁾だけでは説明づけられない。このオーステナイトにおける BN, AlN の析出挙動やそれによる焼入性の変化についてはなお不明な点が多いので、本研究はボロン処理した低炭素低合金鋼を用いて検討することにした。

2. 実 験 方 法

2.1 供試鋼

供試鋼の化学組成を Table 1 に示す。いずれも 17 kg 真空炉で溶解し、ボロンを 1~93ppm、窒素を 12~150 ppm の範囲で変化させた低炭素低合金鋼である。これらの鋼塊は 1250°C で 30 min 加熱した後 900°C 以上の温度で 35 mm φ の棒状に鍛造した。この棒材はいずれも後述する実験に先立ち 1300°C で 15 min 溶体化処理を施し水焼入れを行なった。

2.2 ジョミニー一端焼入性試験

ジョミニー試験は 930°C に 1, 10, 100, 300 h, また 1030°C に 30, 90, 900, 6000 min と温度と時間を変えてオーステナイト化後一端焼入れを行なった。硬さは脱ボロン⁸⁾の影響を考慮して表面から 5 mm 平行切削研磨した面についてロックウェル硬さ計で測定した。また同じ試験片を用いオーステナイト結晶粒径も測定した。

* 昭和 52 年 5 月 16 日受付 (Received May 16, 1977)

** 住友金属工業(株)中央技術研究所 (Central Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd., 1-3 Hondori Nishinagasu Amagasaki 660)

*** 住友金属工業(株)中央技術研究所 工博 (Central Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd.)

Table 1. Chemical composition of the steels (%).

Steels	C	Si	Mn	P	S	Mo	Al	B	N	O
M21	0.20	0.29	1.38	0.003	0.007	0.47	0.044	0.0001	0.0148	0.001
M22	0.19	0.29	1.37	"	"	0.46	0.044	0.0020	0.0016	0.001
M23	0.21	0.31	1.40	"	"	0.48	0.046	0.0017	0.0138	0.001
M24	0.19	0.29	1.38	"	"	0.47	0.044	0.0048	0.0012	0.001
M25	0.20	0.28	1.36	"	"	0.46	0.044	0.0093	0.0150	0.001

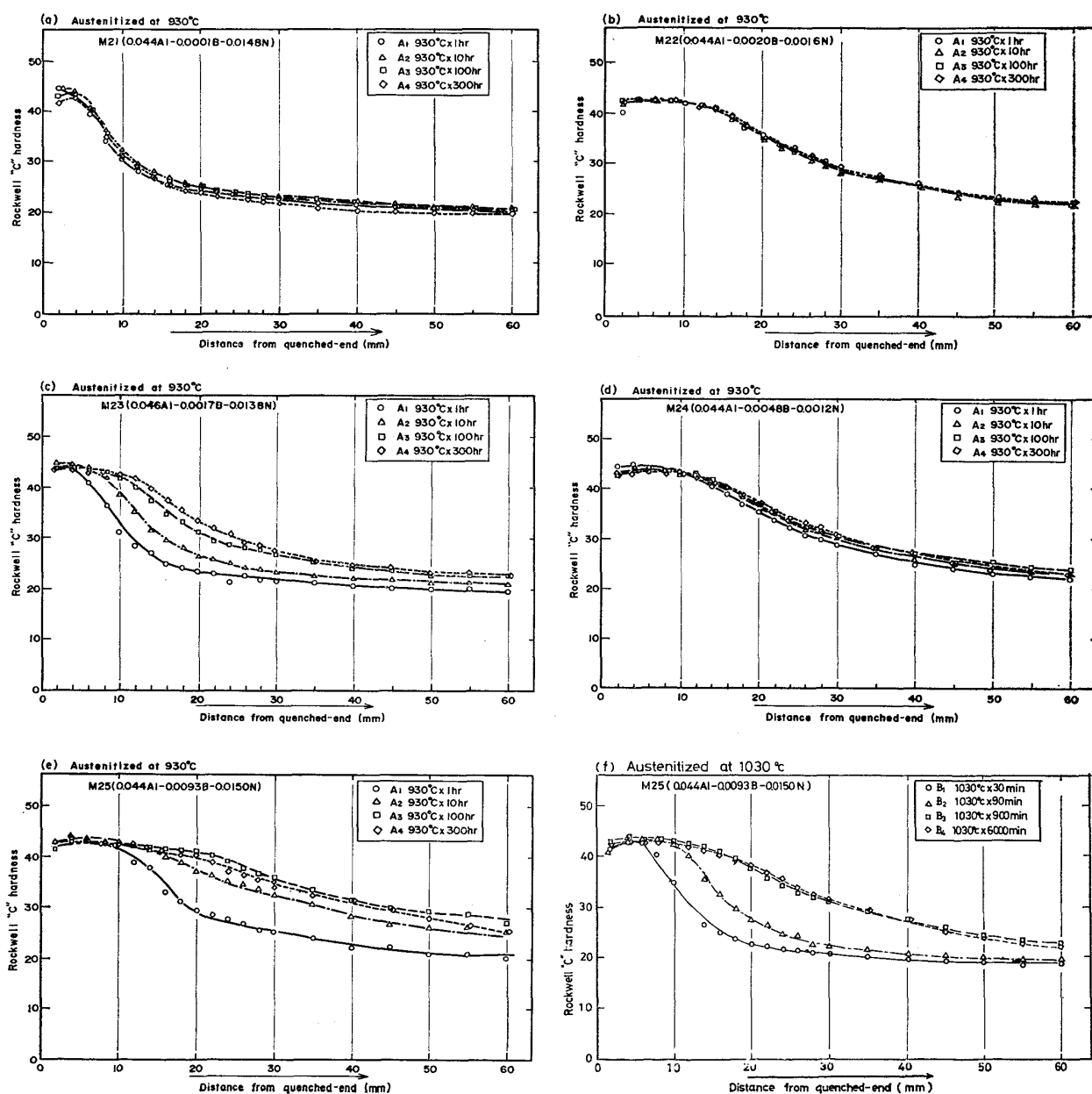


Fig. 1. The results of the Jominy tests. Austenitized at 930°C and 1030°C for various time.

(a)-(e) : the steel M21, M22, M23, M24 and M25 respectively austenitized at 930°C.

(f) : the steel M25 austenitized at 1030°C.

2.3 等温変態挙動の調査

等温変態挙動調査のための試料は上述の棒鋼より $3 \times 15 \times 15$ mm の試験片を切り出しアルゴン雰囲気中 930°C で 1, 10 および 100 h のオーステナイト化を施した後 $800 \sim 450^\circ\text{C}$ の鉛浴炉に焼入れ 5~3 000 s 等温変態させて氷食塩水中に急冷した。試料の組織はリニアルアナリシスによつて解析し等温変態曲線図を作成した。

2.4 組織の観察

組織や BN, AlN などの析出状態の観察には光学顕微鏡と電子顕微鏡を用いた。光学顕微鏡観察の際の腐食は

2%硝酸アルコールによつた。電子顕微鏡用の試料は2%ピクリン酸アルコールで腐食した材料にカーボンを蒸着し3%ブロムアルコールで析出物を抽出したレプリカと薄膜である。薄膜の最終研磨はリン酸-クロム酸液による電解とし、検鏡は日立 HU-200 (加速電圧 200kV) によつた。

2.5 析出物の態別分析

AlN, BN の析出量の分析はブロムエステル抽出と塩酸溶解にて行なつた。

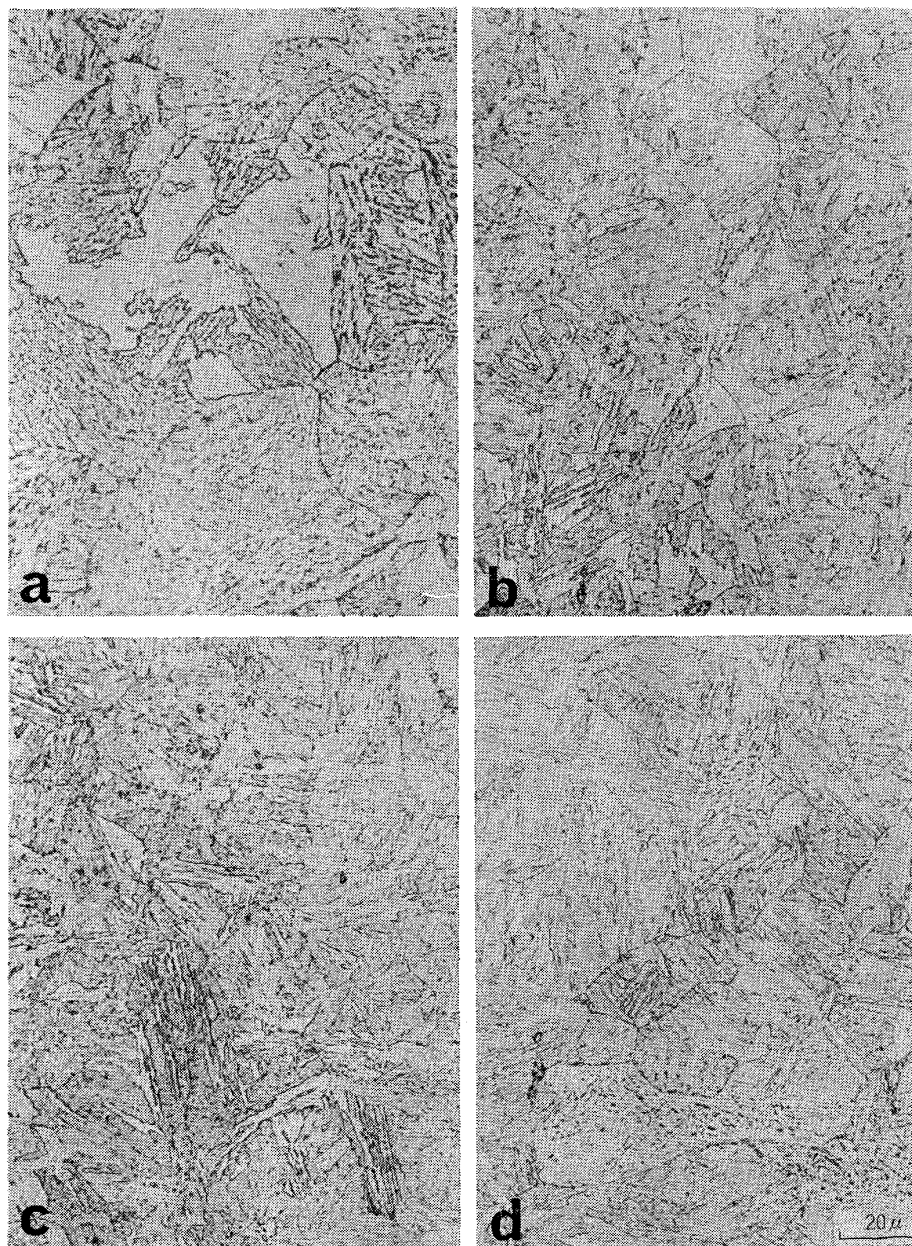


Photo. 1. Optical micrographs of the steel M25 at the point of 40 mm from quenched-end of the Jominy specimen quenched after austenitizing at 930°C for various time: (a) 1h ($H_{RC}=22.0$) (b) 10h ($H_{RC}=28.3$) (c) 100h ($H_{RC}=31.6$) (d) 300h ($H_{RC}=31.7$)

3. 実験結果

3.1 ジョミニ試験

930°Cにおけるオーステナイト化時間による焼入性の変化を Fig. 1(a)~(e) に示す. 窒素量の多い M23 や M25 鋼では Fig. 1(c), (e) に示すようにオーステナイト化時間の増加とともに焼入性が高くなっているが, 窒素量が 12~16ppm と少ない M22 や M24 鋼では Fig. 1(b), (d) のようにオーステナイト化時間によらずほぼ一定の高い焼入性を示している. 1030°C でオーステナイト化した場合もほぼ同様な変化を示すが, Fig. 1(f) に示すように 930°C に較べて焼入性回復に要する時間は短い.

Photo. 1 は 93ppm のボロンと 150ppm の窒素を含む M25 鋼を 930°C でオーステナイト化後一端焼入れした場合の焼入端から 40 mm の位置におけるオーステナイト化時間による光学顕微鏡組織の変化を示す. (a) の 1 h オーステナイト化した場合は, 粗いベイナイト組織一相でロックウェル C 硬さが 22.0 と低いが, 10 h 保持すると (b) のように微細なベイナイトの混入量が多くなり, (c) 100 h 保持した場合はほぼ全体が微細なベイナイトからなる組織であり, ロックウェル C 硬さも 31.6 と高い値を示している.

3.2 等温変態

ボロン量および窒素量がそれぞれ 93, 150ppm とともに高い M25 鋼を 930°C でオーステナイト化し 1, 10, 100 h と保持時間を変えた場合の等温変態曲線を Fig. 2 に示す. いずれも初析フェライトは約 800~600°C, ベイナイトは 600°C 以下 (Ms 点まで) の温度域で形成され, フェライト変態は 700°C 付近に, ベイナイト変態

は 450~500°C にそれぞれノーズをもつ C 型曲線をなしているが, オーステナイト化時間の増加によりフェライトおよびベイナイト変態開始時間が遅れることがわかる. すなわち 930°C でオーステナイト化したものを 700°C で等温保持してフェライト変態をさせた場合, 930°C での加熱時間が 1 h では約 300 s でフェライト変態が開始するが, 10 h では約 1500 s, 100 h では 5000 s しないとフェライト変態が始まらない. 一方窒素量が 12 ppm と低い M24 鋼や窒素量が高くともボロン量が 1 ppm と低い M21 鋼ではこのようなオーステナイト化時間の増加による変態の遅れはほとんど認められなかった.

3.3 AlN および BN の析出とオーステナイト結晶粒度

B-N-Al 系低合金鋼で鋼中の AlN 量や BN 量がオーステナイト化時間とともにどのように変化するかを調べるために窒素量の多い M23 鋼 (17ppmB-138ppmN) を用いて化学分析を行なった結果を Fig. 3 に示す. オーステナイト化温度が 930°C および 1030°C いずれの場合も保持時間の延長とともに AlN としての窒素量が増加しており, 逆に BN としての窒素量はわずかながら減少の傾向がみられる. なお図中の点線は ERASMAS⁹⁾ および FOUNTAIN¹⁰⁾ のデータを用いた平衡状態における計算値である. 一方オーステナイト結晶粒径は Fig. 4 に示すようにオーステナイト化処理時間に関係なくほとんど変わらないか AlN 量の増加にもかかわらずやや増加の傾向を示す. これは分散した AlN 粒子は加熱時に生成するオーステナイト粒の成長を抑制するが, いったんオーステナイト粒が成長したのちに析出した AlN はもはや結晶粒微細化に効果がないからである.

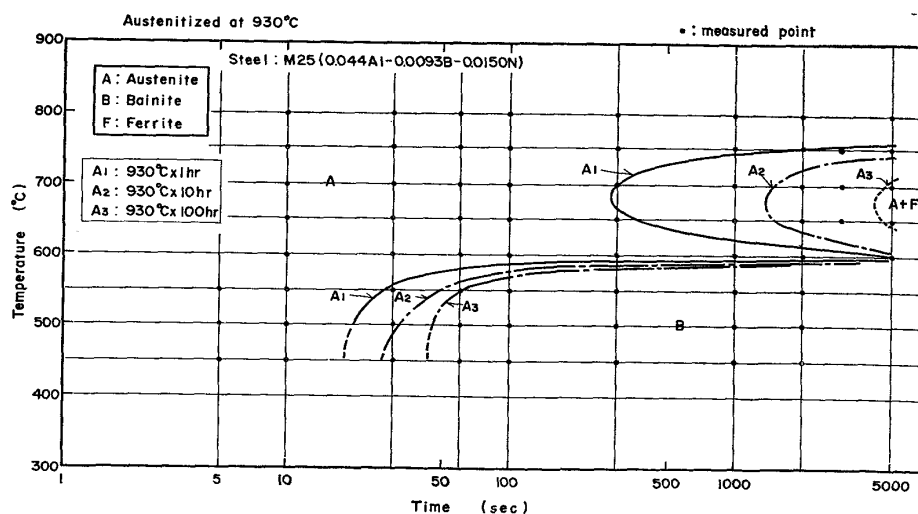


Fig. 2. T.T.T. diagrams for the steel M25 austenitized at 930°C for various time.

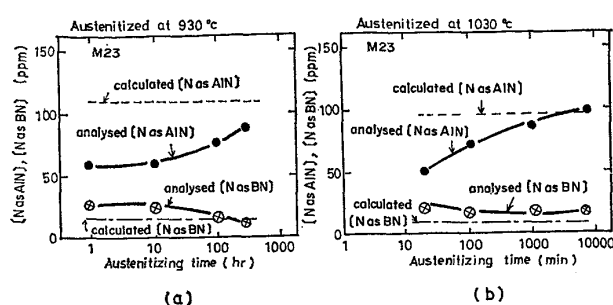


Fig. 3. The results of the chemical analysis of N as AlN and N as BN in the steel M23 with varying the austenitizing time at 930°C and 1030°C. (In this figure the calculated value of N as AlN and N as BN in equilibrium condition is also shown.)

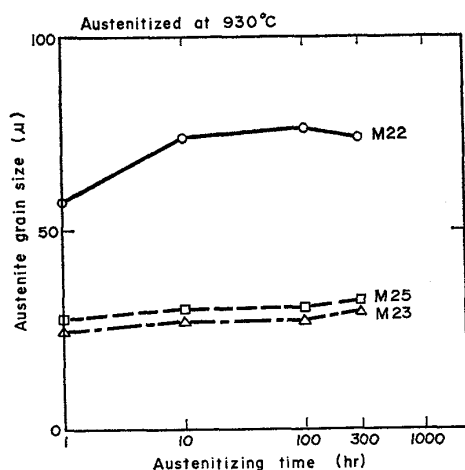


Fig. 4. The change of average austenite grain size with varying the austenitizing time at 930°C.

3.4 電顕観察

オーステナイト化温度が 930 および 1030°C いずれの場合も窒素量およびボロン量が多い鋼では短冊状の AlN とともに球状の BN および渡辺¹¹⁾が指摘したような短冊状の AlN の突起をともなつた球状 BN が粒界、粒内を問わず随所に観察された。しかしながら窒素量が 12ppm の M24 鋼では短冊状の AlN の突起をもつた BN が観察されるのは極めて稀であつた。BN の制限視野電子線回折図形はいずれも回折斑点とならずリング状で多結晶集合体であり、短冊型の突起状 AlN は単結晶であることが確認された。BN が多結晶集合体であることはボロンも窒素も侵入型元素であり両者が結合する場合母相の結晶構造と特別な関係を持ち得ないためであろうと思われる。これに対し AlN の析出に際してアルミニウムは鉄原子と置換して集合し析出するので特定の方位関係を示すことが予想される。Photo. 2 は上述した事実を示す一例で、(a)(c)は明視野像、(b)は中央

の球状の BN による制限視野回折図形 ((a)に示す二重露出部)、(d)は短冊状に突起した AlN の制限視野回折図形 ((c)に示す二重露出部)、(e)が(b)の回折図形の指数表示、(f)が(d)の回折図形の指数表示である。このような多くの解析例から AlN の成長方向は [0001] 方向であることが確認された。

本実験における AlN はいずれもオーステナイト域で析出するので AlN とオーステナイトとの結晶方位関係を知ることは重要である。しかしながら本合金の場合母相オーステナイトは室温で存在せず、直接 AlN との結晶方位関係を検証できない。そこでオーステナイトから無拡散的に生成したマルテンサイトと AlN との方位関係を調べた。Photo. 3 は薄膜を用いたそのような解析の一例で(a)は明視野像、(b)が制限視野回折図形、(c)が 0002_{AlN} 回折線を用いた暗視野像、(d)がマルテンサイトと AlN の回折図形の指数表示である。これより明らかなようにマルテンサイト・ラスには二つの異なる結晶方位をもつものが混在していることがわかる。

4. 考 察

ボロン、窒素、アルミニウムを含有する低合金鋼をオーステナイト化した場合に平衡状態が常に実現されていると仮定すると鋼中の窒素は AlN, BN および固溶窒素の平衡値に分配されるはずである。しかしながらオーステナイト中ではアルミニウムよりボロンの拡散が極めて容易である¹²⁾こと。ボロン原子はオーステナイト粒界などの格子欠陥位置に極めて偏析しやすいこと、などのために高温での加熱時間が短い場合、オーステナイト粒界などであたかもアルミニウム原子が存在しない場合のようにアルミニウムが共存する場合の平衡値より過剰に BN が生成する可能性がある。このことは AlN と BN の態別分析値の傾向から推察されるほか、先に報告したようにあたかもアルミニウムが存在しないかのように $\text{B} + \text{N} \rightleftharpoons \text{BN}$ の平衡のみで BN が析出するとした計算結果が化学分析結果やオーステナイト粒の成長挙動をよく説明すること⁶⁾、ジミニー試験 (Fig. 1) や等温変態 (Fig. 2) においても窒素量の多いボロン処理鋼ではオーステナイト化時間の増加とともにフェライトおよびベイナイト変態が遅れ焼入性が向上することにもよく対応している。

非平衡的に析出した BN から $\text{BN} + \text{Al} \rightarrow \text{AlN} + \text{B}$ の反応による平衡値への移行が固溶ボロン量を増し焼入性の向上に有効である事実はすでに渡辺¹¹⁾も指摘しているが、その移行がいかなる過程で律速されているかは明らかでない。BN から AlN への移行は電子顕微鏡によ

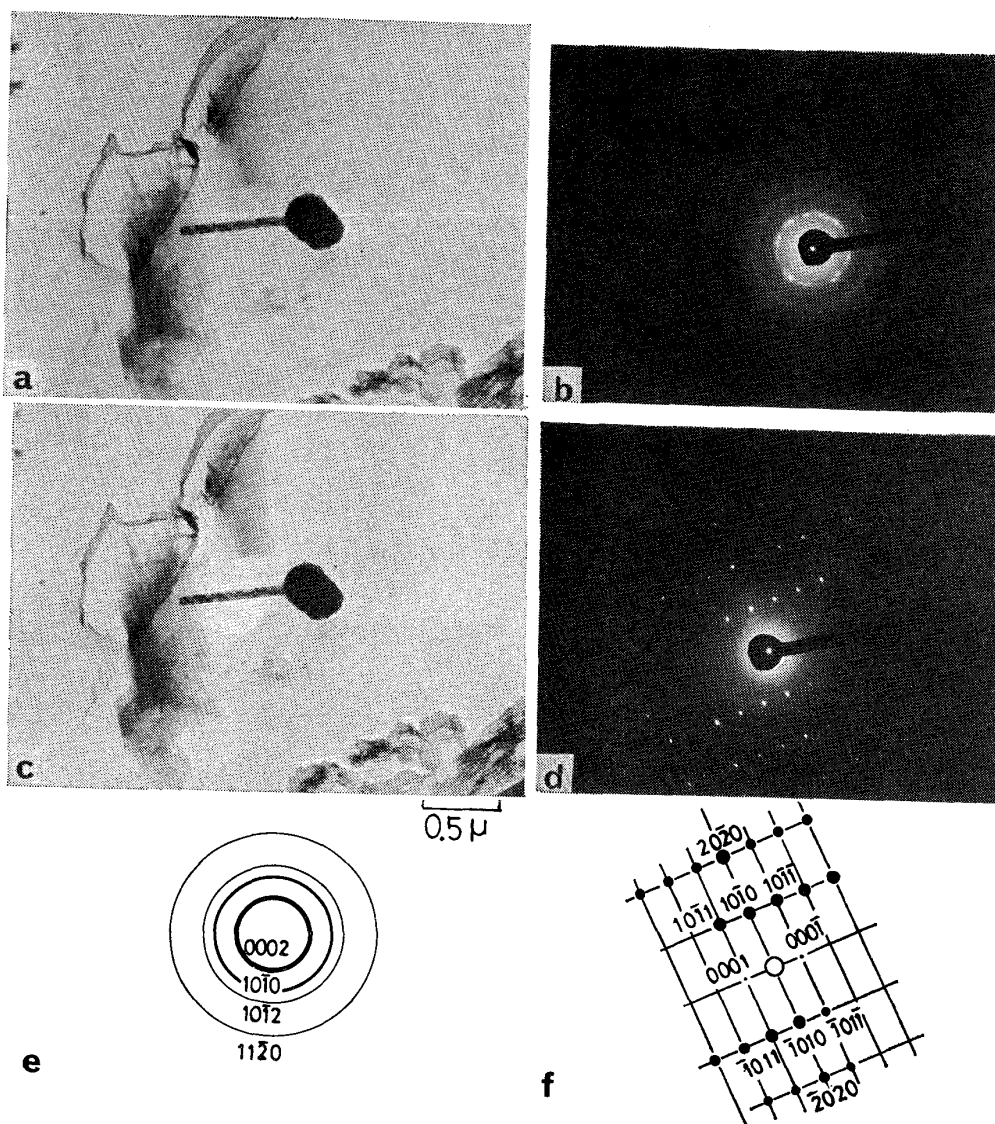


Photo. 2. Precipitate consisted of spherical BN and acicular AlN in the steel M25 austenitized at 1 030°C for 30 min.

- (a) (c) the bright field image
 (b) the selected area electron diffraction pattern from BN
 (d) the selected area electron diffraction pattern from acicular AlN
 (e) the schematic representation of (b)
 (f) the schematic representation of (d)

る観察から BN 集合体とオーステナイト地との界面から AlN が核生成し短冊状に成長して行くが、その際の活性化エネルギーをジョミニー曲線から推定した。Fig. 5 は M25 鋼の焼入端から 20, 30, 40 mm の各位置におけるロックウェル C 硬さの増加率（各位置における硬さの最大変化高を 100% とした）とオーステナイト化時間の関係を示したものである。これより硬さ増加率が 50% となる時間 ($t_{1/2R_{cmax}}$) を読みとるとオーステナイト化温度が 1 030°C の場合 $t_{1/2R_{cmax}} = 175$ min, 930°C の場合 $t_{1/2R_{cmax}} = 450$ min であり、硬さの増加が B

N から AlN への移行に伴う固溶ボロンの増加によるものとして $t_{1/2R_{cmax}} \propto \exp(Q/RT)$ （ここで T は絶対温度, Q は AlN 核成長のための活性化エネルギー, R は気体定数）を仮定して活性化エネルギー Q を求めると $Q = 27.9$ kcal/mol となつた。この値は γ -Fe 中のアルミニウムの拡散の活性化エネルギー (57.7 kcal/mol¹³⁾) よりかなり小さい。一般に析出過程は最も遅い反応によつて律速されるので、AlN の析出はボロンや窒素原子のオーステナイト中における拡散などより速い反応の律速であるとは考えられない。このように焼入硬さ変化か

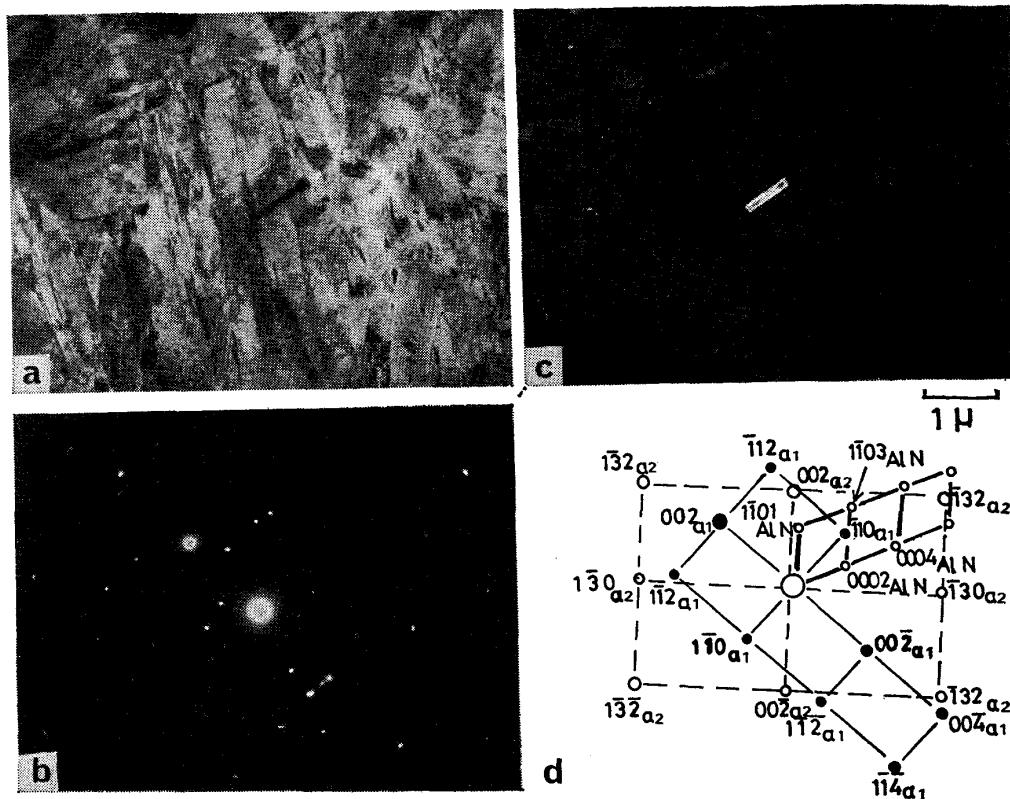


Photo. 3. AlN precipitated in the steel M25 austenitized at 1050°C for 5h and water-quenched.

- (a) the bright field image
- (b) the selected area electron diffraction pattern
- (c) the dark field image using the 0002_{AlN} reflection
- (d) its schematic representation

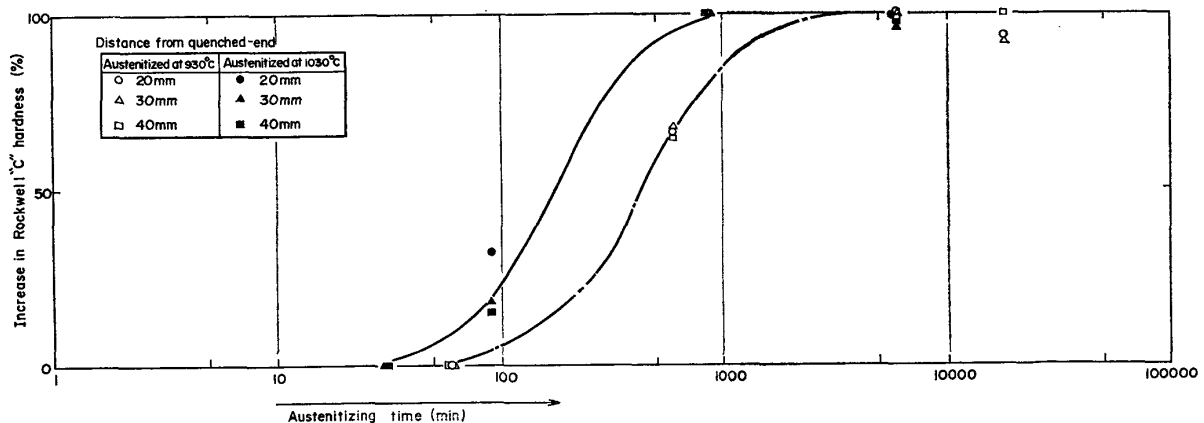


Fig. 5. The fraction of hardness increase at the point of 20, 30 and 40 mm from quenched-end of Jominy specimens as a function of the austenitizing time at 930°C and 1030°C.

ら得られた活性化エネルギーの値が γ -Fe 中の Al や B, N の体拡散の活性化エネルギーのいずれにも一致しないことからアルミニウム原子の BN/ γ 界面拡散あるいは BN の分解が AlN 核中へオーステナイトからアルミニウム原子が入り込む界面反応による律速と考えられる。このようにボロン処理鋼において一時的に平衡量以

上に生成した過剰の BN 界面から生成する AlN は BN のなかに in-situ に析出するのではなく、BN/ γ 界面のオーステナイト側の特定方向に優先成長し、それにしたがって BN 量が減少し固溶ボロンが増加するため焼入性が向上すると考えられる。

つぎにオーステナイト中で AlN が生成する場合短冊

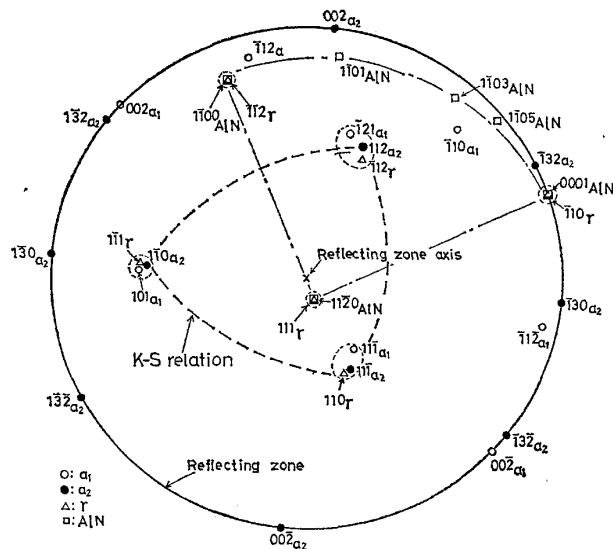


Fig. 6. Stereographic analysis of Photo. 3(d) showing $(0001)_{\text{AlN}} \parallel (\bar{1}10)_{\gamma}$, $(11\bar{2}0)_{\text{AlN}} \parallel (111)_{\gamma}$ and $(1\bar{1}00)_{\text{AlN}} \parallel (\bar{1}\bar{1}2)_{\gamma}$ orientation relationship between AlN and austenite.

形になることは AlN とオーステナイトの格子間に特定の結晶方位関係が存在することを示唆している。オーステナイトから焼入れた試料中のマルテンサイトは母相と Kurdjumov-Sacks の関係¹⁴⁾をもつて生成することが知られているので逆にマルテンサイトとオーステナイトの間に Kurdjumov-Sacks の関係¹⁴⁾を仮定すると AlN/マルテンサイト結晶方位関係からオーステナイトと AlN の間の関係を推定できる。Fig. 6 に Photo. 3 の電子線回折図形のステレオ投影の結果を示す。二つの結晶方位のマルテンサイトが同一のオーステナイトから Kurdjumov-Sacks の関係¹⁴⁾の異なつたバリエントで生成したと仮定するとオーステナイトとつぎのような関係になっていると推定される。

$$(110)_{\gamma} \parallel (11\bar{1})_{\alpha_1} \parallel (11\bar{1})_{\alpha_2}$$

$$(1\bar{1}1)_{\gamma} \parallel (101)_{\alpha_1} \parallel (1\bar{1}0)_{\alpha_2}$$

$$(\bar{1}12)_{\gamma} \parallel (\bar{1}21)_{\alpha_1} \parallel (112)_{\alpha_2}$$

この関係から決まるオーステナイトの方位を Fig. 6 中に重ね合せて示している。このようにオーステナイトの方位を決めるとオーステナイトと AlN の間の結晶方位関係は図から明かなように

$$(0001)_{\text{AlN}} \parallel (\bar{1}10)_{\gamma}$$

$$(11\bar{2}0)_{\text{AlN}} \parallel (111)_{\gamma}$$

$$(1\bar{1}00)_{\text{AlN}} \parallel (\bar{1}\bar{1}2)_{\gamma}$$

となる。この関係は Mo_2C などの稠密六方晶とオーステナイトの間によく認められる関係¹⁵⁾

$$(0001)_{\text{Mo}_2\text{C}} \parallel (111)_{\gamma}$$

$$[11\bar{2}0]_{\text{Mo}_2\text{C}} \parallel [\bar{1}\bar{1}0]_{\gamma}$$

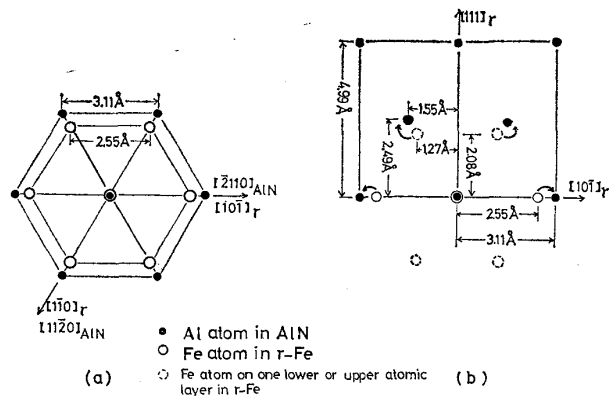


Fig. 7. Arrangements of aluminum and iron atoms on the $(0001)_{\text{AlN}} \parallel (111)_{\gamma}$ assuming the AlN/ γ orientation relationship was equivalent to that for $\text{Mo}_2\text{C}/\gamma$.

と異なっているもので、これらの間の鉄原子およびアルミニウムまたはモリブデン原子の位置関係を検討した。まず比較のために AlN とオーステナイトの関係が Mo_2C とオーステナイトの関係と等価であると仮定すると Fig. 7 のようになる。すなわちオーステナイトの鉄原子位置にアルミニウムが入りそこから AlN が生成するとその原子の対応関係は極めて良好であるが、AlN 格子の生成に $\{(3.11/2.55)^2 \times (4.99/4.16) - 1\} \times 100 = \text{約} 78\%$ の体積膨張が必要で AlN/ γ 界面には極めて大きな整合歪を生ずることになる。

一方 Fig. 8 に示した本実験から求めた AlN/ γ 結晶方位関係においては (a) に示すように AlN の基準面 (basal plane) のオーステナイトの $(\bar{1}10)_{\gamma}$ 面との原子配列の対応もよく、しかも (b) に示すように $[0001]_{\text{AlN}}$ 方向と $[\bar{1}10]_{\gamma}$ 方向の原子位置のずれもわずか $(5.08/4.99 - 1) \times 100\% = 1.80\%$ と極めて小さいことがわかる。ただここで注意せねばならないのは (b) の図における破線で示した $(111)_{\gamma}$ 面の原子面下の鉄原子は余分となるので、これらから (a) で示した Al 格子の不足分を差し引いた鉄原子はアルミニウム原子と置換することなく AlN 生成位置から拡散過程によつて周囲に追い出す必要があることである。したがつてこのような AlN の析出は拡散の容易な高温でないと起こり難いといえよう。しかし、これさえ実現されると AlN/ γ 界面は極めて整合性のよいものとなり特に $[0001]_{\text{AlN}}$ と $[\bar{1}10]_{\gamma}$ 方向のずれの大きさ (misfit) が小さい幾何学的条件からこの方向への AlN の優先成長が理解できる。

5. 結 論

1) ボロン処理鋼の焼入性は鋼中のアルミニウム、窒素、ボロンの量とともにオーステナイト化条件と密接に

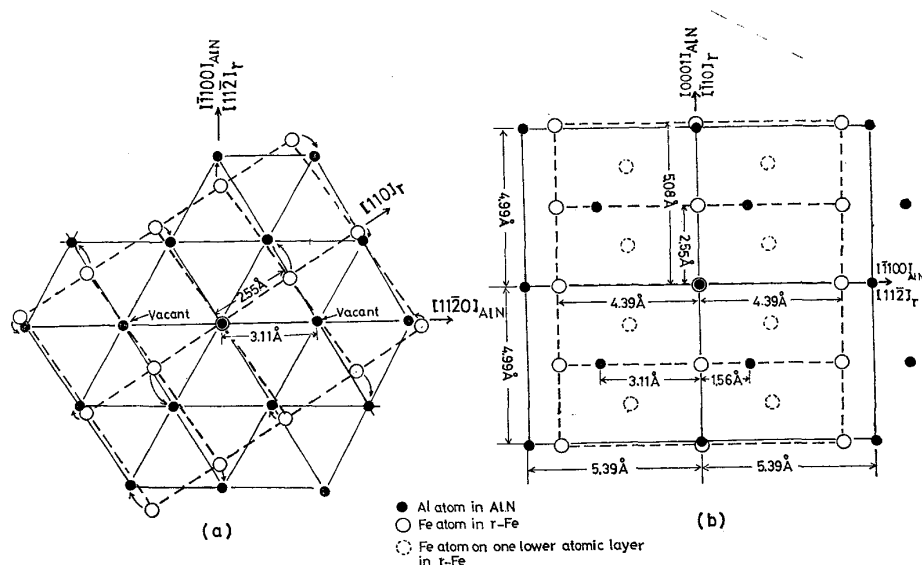


Fig. 8. Arrangements of aluminum and iron atoms on (a) the $(0001)_{\text{AlN}}//(\bar{1}10)_{r\text{-Fe}}$ plane and (b) the $(11\bar{2}0)_{\text{AlN}}//(111)_r$ plane. (Note quite small misfit along the $[0001]_{\text{AlN}}//[\bar{1}10]_{r\text{-Fe}}$ direction.)

関連している。すなわちボロン原子の拡散がアルミニウム原子のそれより速いこととボロン原子が偏析しやすいところから BN が反応の初期では平衡値を上まわつて析出し焼入性の低下をきたすが、長時間のオーステナイト化により平衡条件に近づくと $\text{BN} + \text{Al} \rightarrow \text{AlN} + \text{B}$ の反応が進行し、固溶ボロンが増加するので焼入性が回復する。

2) この焼入性の回復は AlN の生成による固溶ボロン量の増加によると考えられるが、その活性化エネルギーは 27.9 kcal/mol となり、オーステナイト中のアルミニウムの拡散のそれより著しく小さい。したがって焼入性の回復は BN の分解か AlN 核中へのアルミニウム原子の侵入やアルミニウム原子の BN/r 界面拡散などの界面反応によつて律速されている可能性が大きい。

3) ボロン処理鋼のオーステナイト中での AlN の生成は主として球状の BN とオーステナイトの界面で核生成するが、BN が AlN に in-situ に変化するのではなくオーステナイトの特定方向に成長する separate nucleation である。

- 4) AlN とオーステナイトの間には
- $[0001]_{\text{AlN}}//[\bar{1}10]_r \dots \dots \dots$ 成長方向
 - $(11\bar{2}0)_{\text{AlN}}//(111)_r$
 - $(1\bar{1}00)_{\text{AlN}}//(\bar{1}\bar{1}2)_r$

なる結晶方位関係があり、両相の界面は極めて整合性がよく、なかでも特に $[0001]_{\text{AlN}}//[\bar{1}10]_r$ の方向のずれ (misfit) が小さい。したがって $[0001]_{\text{AlN}}$ 方向に成長するという AlN の形態が矛盾なく説明できる。

終りに本研究の発表を許可された中央技術研究所長取締役小田尚輝博士、同研究所副所長白岩俊男博士、並びに同研究所次長伊藤慶典博士、邦武立郎博士に感謝いたします。

文 献

- 1) R. A. GRANGE and T. M. GARVEY: Trans. ASM, 37(1946), p. 136
- 2) C. R. SIMCOE, A. R. ELSEA, and G. K. MANNING: Trans. AIME, 203(1955), p. 193
- 3) 今井勇之進: 日本金属学会誌, 19(1955), p. 106
- 4) J. W. SPRETNAK and R. SPEISER: Trans. ASM, 46(1954), p. 1089
- 5) R. A. GRANGE: "B, Ca, Cb and Zr in Iron and Steel" (1957), p. 3 [John Wiley and Sons, Inco]
- 6) 山中和夫, 大森靖也: 鉄と鋼, 62(1976), p. 895
- 7) 土生隆一, 宮田政祐, 関野昌蔵, 合田 進: 鉄と鋼, 60(1974), p. 1470
- 8) T. G. DIGGES, C. R. IRISH, and N. W. CARWILLIE: J. Research NBS, 41(1948), p. 545
- 9) L. A. ERASMUS: JISI, 202 (1964), p. 32
- 10) R. W. FOUNTAIN and J. CHIPMAN: Trans. AIME, 224(1962), p. 599
- 11) 渡辺征一, 大谷泰夫: 鉄と鋼, 62(1976), p. 1851
- 12) P. E. BUSBY, M. E. WARGA, and C. WELLS: Trans. AIME, 197(1953), p. 1463
- 13) J. D. FAST and M. B. VERRIJIP: JISI, 176 (1954), p. 24
- 14) G. KURDJUMOV and G. SACHS: Z. Physik, 64 (1930), p. 325
- 15) D. RAYNOR, J. A. WHITEMAN, and R. W. K. HONEYCOMBE: JISI, 204(1966), p. 349