

未再結晶 γ 域加工による 低炭素ベイナイト組織の微細化挙動

藤原 知哉*・岡口 秀治*

Refinement of Low Carbon Bainite Structure by Deformation
in Un-recrystallized Austenite Region

Kazuki FUJIWARA and Shuji OKAGUCHI

Synopsis : Effects of deformation in unrecrystallized austenite region on isothermally transformed bainite structure were investigated in low carbon Nb-B bearing steels.

SEM observation shows, in a case of non-deformation, a number of lath-like bainitic ferrite plates form in parallel from austenite grain boundaries, showing a typical upper bainite structure. A 30%-deformation has little influence on the length of bainitic ferrite plates, although it shapes them like a sheaf of bows. In contrast, a 50%-deformation significantly decreases their length. However, it is confirmed that those bainitic ferrite plates are also surrounded by two sets of habit planes close to $\{451\}_a$, which suggests the bainitic ferrite transformed from heavily deformed austenite has the same crystallographic characteristic as the typical upper bainite has. Those refinement of bainitic ferrite plates leads to complicate an appearance of the microstructure.

A quantitative analysis reveals the length of bainitic ferrite plates, after 75%-deformation, is consistent with the subgrain size estimated from previous study in low carbon steels. Therefore, subgrain boundaries introduced by heavy deformation are considered to play an important role in refinement of bainite structure, namely they will stifle the growth of bainitic ferrite plates and also supply further nucleation sites of them.

Key words : low carbon steel ; metallography ; bainite ; deformed austenite ; habit plane ; subgrain.

1. 緒言

熱処理材における再結晶オーステナイト(γ)からのベイナイト変態に関しては、その変態挙動や組織形態が解明され^{1)~4)}、ベイナイト組織を含む鋼板の強靱性向上に対し重要な知見が与えられている^{5)~8)}。しかし近年、制御圧延と加速冷却技術の適用拡大により、多くの鋼板で微細でかつ複雑な形態を有するフェライト(α)とセメンタイト(θ)の混合組織が生成するようになり⁹⁾、一部に対し中間段階変態組織¹⁰⁾といった曖昧な呼称が与えられているものの、その本質は未だ明らかにされていない。これらの微細組織にはkinetic-Bs¹¹⁾とMs点の間の温度域で生成するベイナイト組織が強く関与していると考えられ、鋼板の組織制御を的確にし効率的な強靱性向上を図るうえでも、ベイナイト組織の微細化挙動を明らかにすることが極めて重要であると思われる。ベイナイト組織におよぼす未再結晶 γ 域加工の影響に関しては幾つかの研究がなされており、加工によってベイナイト変態が促進される^{12)~15)}ことや、ベイニティック α が湾曲して生成するとともにその厚さが減少する¹³⁾¹⁵⁾ことなどが明らかにされている。しかし前述の微細組織との関連やその微

細化機構に関する系統的な研究は見あたらず、微細組織の本質を解明するには至っていない。そこで本研究では加工硬化 γ からのベイナイト組織の微細化挙動を明らかにするとともに、その微細化機構を検討することを目的とした。

2. 実験方法

供試材はTable 1に示す2種類で、低温 γ 域加工によって導入された加工歪を保存するためNbを添加し、焼き入れ性確保のためにBおよびNiを添加している。これら2種の供試材は150kg高周波真空溶解炉を用いて溶製したものであり、溶製後インゴットを1473Kに加熱し熱間鍛造、熱間圧延により30mm厚に仕上げ、これより加工熱処理用の小型試験片(8mm ϕ ×12mmh)を採取した。加工熱処理は、全てサーメックマスターZを用いておこない、1373Kで γ 化した後、1173~973

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

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Nb	Ti	B	sol-Al	N
1	0.18	0.20	1.37	0.007	0.001	0.62	0.014	0.012	0.0008	0.026	0.0021
2	0.10	0.20	1.34	0.007	0.001	0.62	0.015	0.012	0.0013	0.034	0.0004

平成6年3月14日受付 平成6年7月8日受理 (Received on Mar. 14, 1994; Accepted on July 8, 1994)

* 住友金属工業(株)鉄鋼技術研究所 (Iron & Steel Research Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd., 1-8 Fuso-cho Amagasaki 660)

Kまで約10°C/sの冷却速度で冷却し、歪速度 1/sで圧縮加工を施した。この後ただちにヘリウムガスを用いてベイナイト生成温度まで急冷し、種々の時間恒温変態させた後、冷却中の変態をさけるため室温まで水冷した。恒温変態曲線は同試験において試験片の膨張を測定し、膨張開始を変態開始と見なして作成した。

3. 実験結果

3.1 恒温変態線図におよぼす加工の影響

Fig. 1 に鋼 1 の恒温変態開始におよぼす、1173Kにおける加工量の影響を示す。無加工材では880K近傍に存在する kinetic-Bs によって他の低炭素低合金鋼と同様⁶⁾¹⁶⁾、ベイナイト生成温度域が明瞭に分離されている。30%、50%加工材でも kinetic-Bs はやはり880K近傍に存在し、ベイナイト生成温度域が明瞭に分離されている。加工によって初析 α およびベイナイト域ともに変態開始が促進されるが、促進の程度は初析 α 生成域ほど顕著であり、加工による核生成もしくは成長への寄与が kinetic-Bs の上下の2つの変態で異なっていることが示された。

3.2 恒温変態組織におよぼす加工の影響

3.2.1 変態後期の組織への影響

Fig. 2 (a) (b) に鋼 1 の無加工材の変態後期の組織を示す。kinetic-Bs直下の (a) 848Kで変態させた場合にはラス幅が広く炭化物が析出しないベイニティック α のみが生成し、ベイニティック α 間に取り残された領域はCが濃縮することによって θ 析出密度の高い擬似パーライトもしくはパーライトに変態している。(b) 773Kではラスに沿って粗い θ が析出したベイナイト組織となった。即ち、擬似パーライトからベイナイトに組織が変化する段階で、変態温度が低下するにも係わらず θ の析出密度が粗くなる点に注目することでも擬似パーライトとベイナイトを区別することが可能であるとえられる。次に (c) (d) に1173Kで50%加工後、恒温変態させたときの組織を示す。kinetic-Bs直下の (a) 848

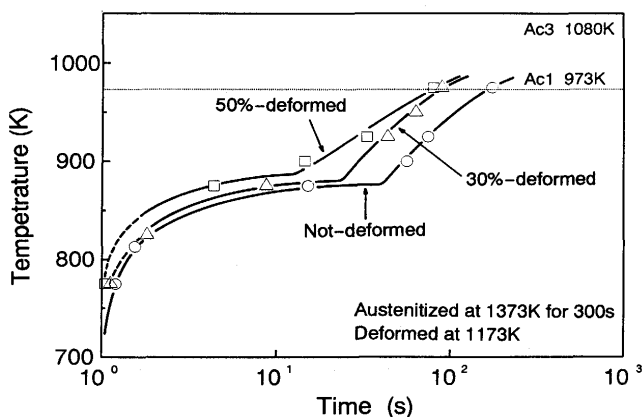


Fig. 1. TTT diagram of steel 1 after 0 to 50%-deformation at 1173K.

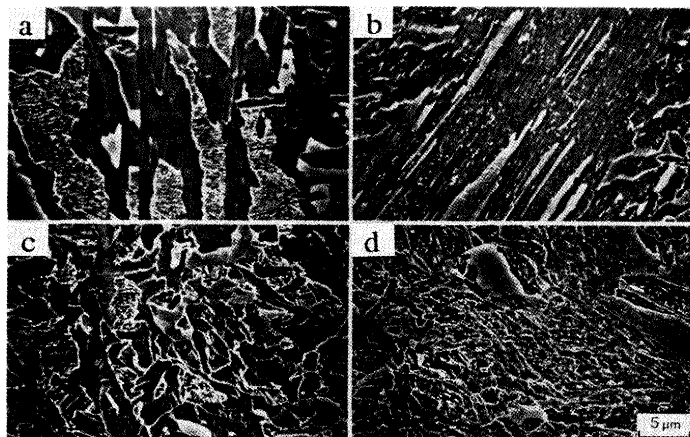


Fig. 2. Morphologies of steel 1 after 0% (a)(b) and 50%-deformation (c)(d) at 1173K. Transformed for 1ks at 848K (a)(c) and at 773K (b)(d).

Kでは無加工材と同様に炭化物析出のない α 組織と θ 析出密度の高い擬似パーライトまたはパーライトとの混合組織となるが、その α 組織は微細かつ複雑な形状をしており、無加工材で見られたような明確なラス状ではない。(b) 773Kで得られる組織も θ と微細な α の混合組織となり、中間段階変態組織¹⁰⁾的な様相を呈する。 θ の析出密度は (a) 848Kで生成した擬似パーライトに比べて低いことから、これらの微細な α - θ 混合組織は擬似パーライトではなく、ベイナイト組織として捉えてよいものと考えられる。

3.2.2 ベイニティック α の長さへの影響

848Kで生成する鋼 1 の変態初期のベイナイト組織におよぼす未再結晶 γ 域での加工量の影響を調べたのがFig. 3である。未変態 γ 部分は恒温保持後の水冷によってラスマルテンサイトに変態している。(a) 無加工材ではベイニティック α は粒界アロトリオモルフ α を介さず¹⁶⁾に γ 粒界より生成し、典型的なBI型上部ベイナイト組織⁹⁾となる。(b) 30%加工材ではベイニティック α は湾曲するとともに、 γ /ベイニティック α 界面が無加工材のような平滑ではなくなる。ところが強加工を施した (c) 50%加工材ではベイニティック α の様相が一変する。即ち無加工材や30%加工材と比較して、生成するベイニティック α の形態が複雑になるとともに著しく微細化する。こうした加工量の増加によるベイニティック α の形態変化は、C量の少ない鋼 2 をベイナイト生成温度域である773Kで恒温変態させたときの組織でも見受けられる。Fig. 4 に示すように (a) 無加工材では直線状のベイニティック α が大きなベイナイト packets (同一方位を持つベイニティック α の集合) を構成するが、(b) 75%加工材では個々のベイニティック α が微細になると同時に packets の痕跡が見られなくなる。そこでベイニティック α の長さに着目して、長手方向の成長におよぼす加工量の影響を定量的に評価した。Fig. 5 に示すように30%以下の軽加工材ではベイニティック α の長さは無加工材と比較して大きな変化が見られないのに対し、50%加工によってベイニティック α の長さは著しく短

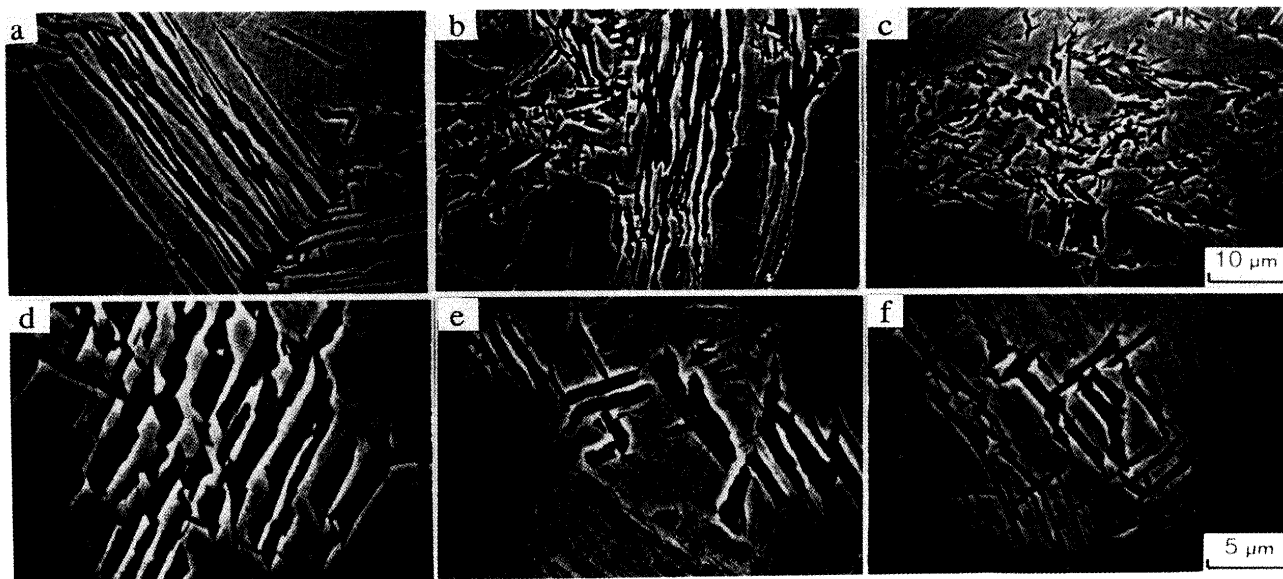


Fig. 3. Morphologies of steel 1 after 0% (a)(d), 30% (b)(e) and 50%-deformation (c)(f) at 1173K. Transformed at 848K for 25s, 20s and 15s, respectively.

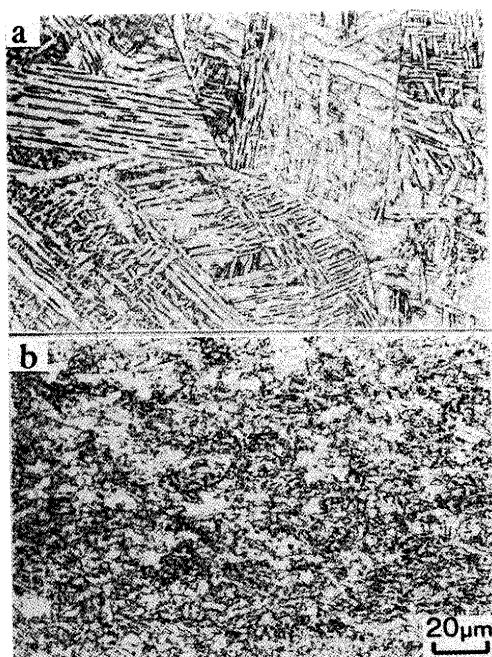


Fig. 4. Morphologies of steel 2 after 0% (a) and 75% -deformation (b) at 1173K. Transformed at 773K for 90s and 15s, respectively.

くなり、また50%を越える強加工を与えても長さの減少はあまり見られないことがわかった。

さらに同図中に1073Kおよび973Kにおいて75%加工後、773Kで恒温変態させた時の結果も示す。ベイニティック α の長さは加工温度の低下とともに減少し、973Kにおいては約 $2.5\mu\text{m}$ に達した。

3・2・3 強加工材のベイニティック α の晶癖面

Fig. 3 (a) ~ (c) の組織をさらに観察すると (d) ~ (f) に示すような平行四辺形状の組織が観察された。これはラ

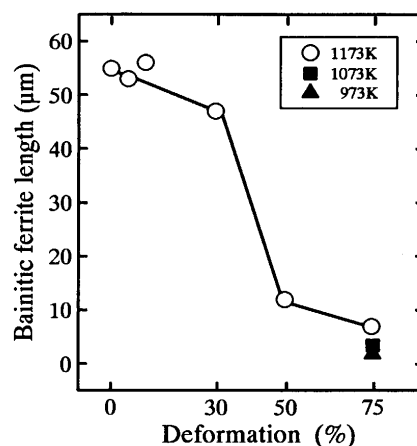


Fig. 5. Effect of deformation on the lath length transformed at 773K of steel 2.

ス状ベイニティック α の長手成長方向に対する垂直断面として理解されている¹⁰⁾組織であり、30%、50%加工材でも、ベイニティック α は湾曲したり長さが著しく短くなったりしているものの、無加工材と同様に平行四辺形状の組織が存在することが明らかとなった。ベイニティック α の厚みは、加工量の増加とともに減少する傾向が見られるが、その変化は長さの減少と比較すると小さい。この50%加工材の組織を透過型電子顕微鏡で観察、解析した結果をFig. 6に示す。これは平行四辺形状の組織が数多く観察され、ベイニティック α の長手成長方向がほぼ写真の法線方向に平行であると考えられる視野である。解析の結果、強加工 γ から変態したベイニティック α も明確な晶癖を有し、その晶癖面は無加工材⁹⁾と同様に $\{451\}_\alpha$ に極めて近いことが明らかとなった。このことから強加工材で生成するベイニティック α も組織形態は異なっているものの、無加工材で観察されるベイニテ

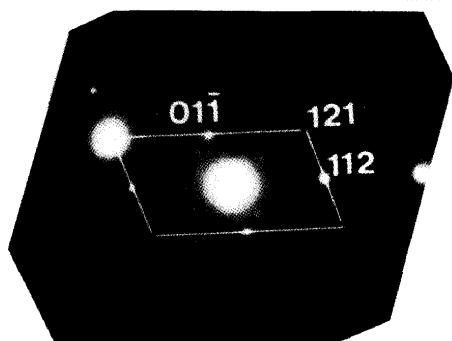
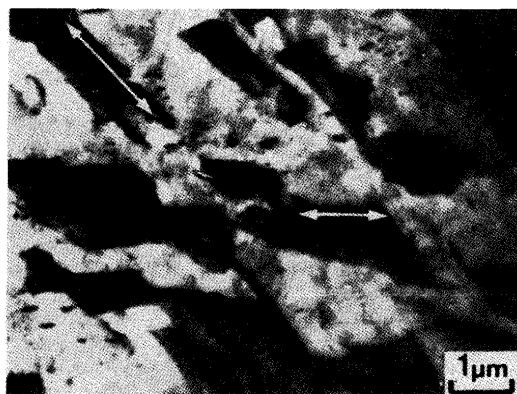


Fig. 6. Habit planes of steel 1 transformed at 773K after 50%-deformation.

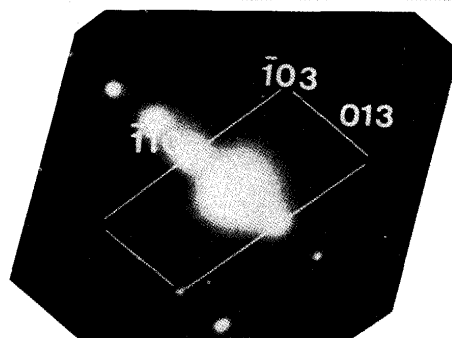
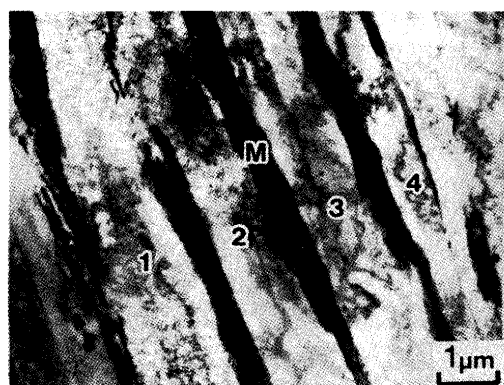


Fig. 7. Morphology and SADP of steel 1 transformed at 773K without deformation.

ベニティックαと同一の結晶学的特性を備えていることが明らかとなった。

3・2・4 ベニティックαの方位への影響

Fig. 3 (d) ~ (f) に関してもう1つ注目すべき点は、ベ

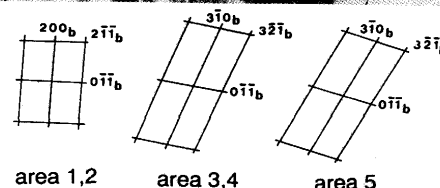
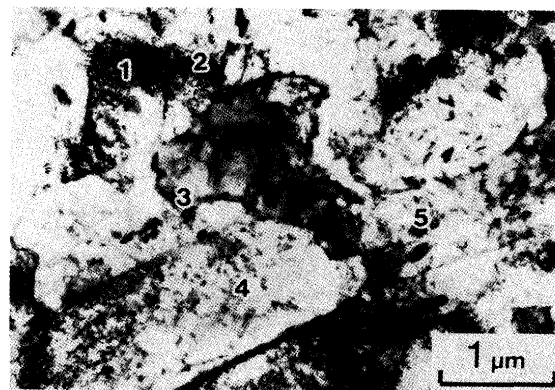


Fig. 8. Morphology and SADP of steel 1 transformed at 773K after 50%-deformation at 1173K.

ベニティックαの断面の集合が無加工材ではほとんどが同一方位であるのに対し、加工量の増加とともに種々の方位を持つベニティックαが増加することである。無加工材ではFig. 7に示すように数多くのベニティックαが同一の方位で平行に長く成長し、このため無加工材では韌性悪化の主因^{17)~19)}となる大きなベニナイトパケットを形成する。これに対し、50%加工材ではFig. 8に示すように1から5の番号をつけた微細なラス状ベニティックαのうち、平行に生成した1と2および3と4のみが同じ方位であり、同じ方位を持つベニティックαの数が無加工材と比較して著しく減少していることに着目する必要がある。さらに、5の番号をつけたベニティックαは、3、4とはほぼ平行に生成しているが何らかの“障壁”によって連続的な成長が阻まれており、事実これらの中には(1, -3, -3)_a面内で数⁰のずれが存在している。

以上のことから、50%を越える強加工γから生成したベニナイト組織は、長手方向の成長が抑制されるとともに、隣接するベニティックα同士の方位が異なる為、無加工材で見られたような長いベニティックαと大きなベニナイトパケットが観察されず、中間段階変態組織と称されるような微細で複雑な組織となることが推察される。

4. 考察

無加工γから生成したベニティックαはγ粒界より核生成した後、γ粒界や他のベニティックαなどと衝突するまで直線的に成長している。一方、30%程度の軽加工材では、ベニティックαは湾曲しながらも長く成長し、著しい長さの減少は見られない。このベニティックαの形態変化はEdwardsら¹³⁾やTsuzakiら¹⁵⁾によって研究された結果に一致

している。しかしさらに強加工を施すことによって、ベイニティック α の長さが著しく減少するとともに、隣接するベイニティック α 同士の方が異なり、大きなベイナイトパッケージが観察されないことが新たに明らかとなった。一般に初析 α の場合は加工量の増加とともに α 粒径は単調に減少し²⁰⁾、本研究で得られたベイニティック α の微細化挙動とは明らかに異なっていることが報告されている。したがって本研究でのベイナイトの独特な微細化挙動は初析 α との変態機構の相違²¹⁾に起因しているものと考えられる。

熱間加工によって γ 格子は歪を受けるとともに多数の転位が導入される。動的回復の過程においてこれらの転位はタングルし、セル状組織を形成し始めるが、軽加工の場合にはこれらの転位群は幅の広い帯状になっており十分なサブグレインには発達しない^{22)~25)}。加工量の増加に応じてサブグレインの方位差の程度がさらに増大し、加工硬化が定常状態に達するような強加工の場合には、こうした転位群はサブグレインへと再配列し、 γ 中に多数の転位の障壁を形成する²²⁾²⁴⁾。このようなサブグレインは比較的大きな傾角を有することが知られており、各々があたかも独立した結晶粒に近い性質を有すると理解されている²³⁾²⁵⁾。したがって、50%以上の強加工によってベイニティック α の長さが著しく減少し、かつ50%を越える加工ではその長さの減少の程度が小さいという本研究のFig. 5の結果を見直すと、強加工によるベイナイト組織の微細化に対し、以下のような機構が考えられる。加工量が小さい場合にはセル状組織を形成する転位密度も小さくセル間の方位差も小さいので、 γ 粒界で生成したベイニティック α はこれらを越えて成長することが可能であり、 γ 格子の歪に沿って湾曲しながら長く成長する。しかし、加工量が50%を越える強加工の場合にベイニティック α の長さが制限されるのは、サブバウンダリーが発達しサブグレイン間の方位差も数°程度に大きくなるとベイニティック α はもはやサブバウンダリーを越えて成長することができず成長が抑制されるとともに、発達したサブバウンダリーが存在することによって、これがさらなる核生成サイトとして機能して方位の異なるベイニティック α を生成させ、隣接するベイニティック α 同士の方が異なるものと考えられることができる。

Robertsら²⁶⁾は、Ahlblomら²⁷⁾やLiljestr nd²⁸⁾によって測定された γ 系ステンレス鋼のサブグレインサイズ($D_{\text{stainless}}$)とZener-Hollomon因子

$$Z = \dot{\epsilon} \times \exp(Q/RT) \quad (\dot{\epsilon} \text{ は歪速度 (/s)})$$

との間の関係を求めた。これによると

$$\log D_{\text{stainless}} = 2.35 - 0.15 \times \log Z \\ (Q_{\text{stainless}} = 420 \text{ kJ/mol})$$

であり、彼らはさらにこの関係が低炭素鋼にも適用できるとして、 $Q_{\text{low carbon}} = 360 \text{ kJ/mol}$ より両者の関係を求め、低

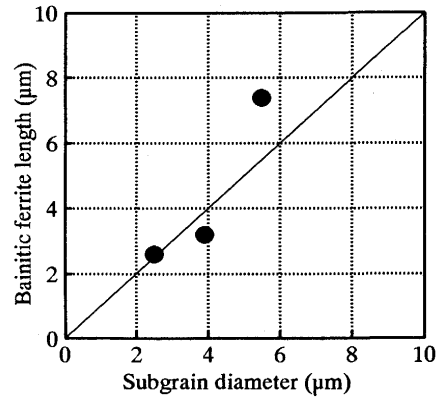


Fig. 9. Relationship between lath length of steel 2 and calculated subgrain diameter of low carbon steel.

炭素鋼中のサブグレインサイズを予測した。それを式化すると、

$$D_{\text{low carbon}} = 269 \times \exp(-4770/T) \\ \text{但し } \dot{\epsilon} = 1/\text{s}$$

となり、これから求めた種々の加工温度 (973K, 1073K, 1173K)におけるサブグレインサイズと同加工温度で75%加工後、完全にベイナイト変態させた時のベイニティック α の長さを比較した結果がFig. 9である。この図からわかるように、両者の間には極めて良い一致が見られ強加工によって形成されたサブグレインによってベイニティック α の成長が抑制されることを示唆している。事実、強加工を与えた γ からベイナイト変態させた場合には、微細なベイニティック α の周囲に転位の集積が多く見られその界面が明瞭でない²⁹⁾ことも上記の考え方を強く支持するものと考えられる。

ここでラスマルテンサイトにおよぼす加工の影響に関する研究に目を向けると、本研究と同様の知見が得られていることがわかる。Tamuraら³⁰⁾の研究によると、加工量の程度に差はあるものの、加工によってラスマルテンサイトのパッケージ内のラス配列が湾曲することが明らかにされているし、さらに強加工を施した荒木ら²³⁾の5%Ni鋼における研究によると、軽加工材ではサブグレインの発達が不明瞭で転位密度の増加が主要な変化であるが、サブグレインが十分に発達した強加工材ではラスマルテンサイト組織が極めて微細になり、透過型電子顕微鏡を用いて観察すると、ラスマルテンサイトのスポットはリングに近い形状になるほど、個々のラスの方位差が大きくなっていることが明らかにされている。

本研究において得られたベイニティック α の微細化挙動もまさしくこのオースフォームドラスマルテンサイトの微細化挙動と一致している。このようなことから、ベイナイトはマルテンサイトに近い生成機構³¹⁾³²⁾で生成することが推察され、その微細化には γ 粒内のサブグレインが強く関与しているものと考えられる。

5. 結言

(1) 鋼1の恒温変態曲線は、強加工材においても明確な kinetic-Bsが存在し、kinetic-Bsの変化は小さい。

(2) ベイナイト組織におよぼす低温 γ 域加工の影響を調査した結果、軽加工では長いベイニティック α が γ 粒界より湾曲しながら成長する。一方強加工ではベイニティック α の長さが著しく減少し極めて微細な組織となる。

(3) 変態初期のベイナイト組織を観察した結果、強加工材の晶癖面も無加工材と同様に $\{451\}_\alpha$ に極めて近いことが示された。

(4) ベイニティック α の集合は、無加工材ではほとんどが同一方位であるのに対し、加工量の増加につれて種々の方位を持つベイニティック α が増加する。このことより、強加工 γ から生成したベイナイト組織は長さが著しく減少するとともに隣接するベイニティック α 同士の方が異なるため、大きなベイナイトパッケージを形成せず、微細で複雑な組織となる。

(5) サブグレインサイズの計算値と、75%加工後に生成したベイニティック α の長さの間には良い一致が見られた。これより強加工材のベイニティック α の微細化には加工 γ 中のサブグレインが強く関与していると考えられる。

文 献

- 1) R.F.Mehl : Hardenability of Alloy Steels, (1939), p.1 [ASM]
- 2) T.Ko and S.A.Cottrel : JISI, **172** (1952), p.307
- 3) Y.Ohmori, H.Ohtani and T.Kunitake : Trans. ISIJ, **11** (1971), p.250
- 4) B.L.Bramfitt and J.G.Speer : Met. Trans., **21A** (1990), p.817
藤城泰文, 橋本 保, 大谷泰夫 : 鉄と鋼, **75** (1989), p.143
- 5) H.Ohtani, S.Okaguchi, Y.Fujishiro and Y.Ohmori : Met. Trans., **21A** (1990), p.877
- 6) D.V.Edmonds and R.C.Cochrane : Met. Trans., **21A** (1990), p.1527
- 7) 渡辺征一, 大谷泰夫, 酒井一夫, 内村弘己 : 鉄と鋼, **66** (1980), p.253
- 8) S.Okaguchi, K.Fujiwara and T.Hashimoto : Proc. of a Symp. Mat. Week '92, (1992), p.169 [TMS]
- 9) T.Araki, M.Enomoto and K.Shibata : Mat. Trans. JIM, **32** (1991), p.729
- 10) R.F.Hehemann, K.R.Kinsman and H.I.Aaronson : Met. Trans., **2** (1972), p.1077
- 11) R.Freiwillig, J.Kudrman and P.Chraska : Met. Trans., **7A** (1976), p.1091
- 12) R.H.Edwards and N.F.Kennon : Met. Trans., **9A** (1978), p.1801
- 13) M.Umemoto, S.Bando and I.Tamura : Proc. of ICOMAT, (1986), p.595
- 14) K.Tsuzaki, T.Ueda, K.Fujiwara and T.Maki : Proc. 1st Japan Int. SAMPE Symp., (1989), p.799
- 15) S.Okaguchi, H.Ohtani and Y.Ohmori : Mat. Trans. JIM, **32** (1991), p.697
- 16) F.B.Pickering : Transformation and Hardenability in Steels, (1967), p.109 [Climax Molybdenum Co.]
- 17) H.Ohtani, F.Terasaki and T.Kunitake : Trans. ISIJ, **12** (1972), p.118
- 18) T.Kunitake, F.Terasaki, Y.Ohmori and H.Ohtani : Iron and Steel, **45** (1972), p.647
- 19) 関根 寛, 丸山忠克 : 製鉄研究, **289** (1976), p.43
- 20) R.F.Hehemann, K.R.Kinsman and H.I.Aaronson : Metall. Trans., **3** (1972), p.1077
- 21) H.J.McQueen : Met. Trans., **8A** (1977), p.807
- 22) 荒木 透, 渡辺 敏, 宮地博文 : 鋼の強靱性, (1971), p.173 [Climax Molybdenum Co. (Japan) Ltd.]
- 23) H.J.McQueen and J.J.Jonas : Treatise Mater. Sci. Technol., **6** (1975), p.393
- 24) J.E.Bailey : Electron Microscopy and Strength of Crystals, (1963), p.535 [Wiley (Inter-science) New York]
- 25) W.Roberts and B.Ahlblom : Acta Met., **26** (1978), p.801
- 26) B.Ahlblom and W.Roberts : Dr.Thesis, Royal Institute of Technology, Stockholm, (1977)
- 27) L.G.Liljestr nd : Scand. J. Metall, **1** (1972), p.271
- 28) 岡口秀治, 藤原知哉, 大谷泰夫 : ベイナイト調査研究部会 最終報告会予稿集, (1993), p.15
- 29) I.Tamura, K.Tsuzaki and T.Maki : Proc. of ICOMAT, (1982), p.551
- 30) Y.Ohmori and T.Maki : Mat. Trans., JIM, **32** (1991), p.631
- 31) K.Tsuzaki, K.Fujiwara and T.Maki : Mat. Trans., JIM, **32** (1991), p.667