

AFM超微小硬さ試験によるフェライト+ベイナイト鋼の強度解析

長島 伸夫*・宮原 健介*・松岡 三郎*・津崎 兼彰*
原 徹*・高橋 稔彦*

Strength Analysis of a Ferrite+Bainite Steel by AFM Ultra-micro Hardness Tester

Nobuo NAGASHIMA, Kensuke MIYAHARA, Saburo MATSUOKA, Kaneaki TSUZAKI,
Toru HARA and Toshihiko TAKAHASHI

Synopsis : AFM ultra-micro hardness test, micro Vickers hardness test and TEM observation were conducted for a ferrite+bainite steel, which consists of bainite and polygonal ferrite. The results obtained are in the following. (1) AFM ultra-micro hardness tests show that nanoscopic hardness is 155 near the center of bainitic ferrite grain and increases closer to its boundary. Nanoscopic hardness is kept constant at 151 in the polygonal ferrite grain. (2) Micro-Vickers hardness tests show that macroscopic hardness is 251 and 147 for the bainite and polygonal ferrite regions, respectively. (3) TEM observations show that many carbides precipitated along the grain boundaries of bainitic ferrite and the dislocation density was almost same in both grains of bainitic and polygonal ferrite.

It is suggested from the above results that the strengthening by grain boundaries is important in the bainitic ferrite and this strengthening effect is enhanced by carbides along grain boundaries.

Key words: ferrite+bainite steel; polygonal ferrite; bainitic ferrite; micro Vickers hardness; nanoscopic hardness; AFM ultra-micro hardness tester; force-penetration depth curves.

1. 緒言

現在、低コスト、省エネルギーの見地から、従来の調質型（焼入れ・焼戻し）の熱処理より有利な非調質型の優れた技術（たとえばTMCP）を利用した低合金鋼が各種の用途に開発され、実用化されている。これらの材料のマイクロ組織は、ベイナイトを含むものが多く、その成分や冷却速度により各種の変態温度で生成した混合組織を有する。日本鉄鋼協会では、これら非調質鋼のマイクロ組織について統一的な認識を得るため、ベイナイト調査研究会を発足し、「鋼のベイナイト写真集-I」を発刊した¹⁾。このような混合組織を有する非調質鋼は、今後多くの分野で使用される見込みであるが、強度解析については、これまでの単一組織のマルテンサイト鋼などと同じように引張強度、シャルピー衝撃、ビッカース硬さなどが主であり、マイクロな混合組織のそれぞれに注目した強度解析は例が無い。

最近、ナノインデンテーションすなわち超微小硬さ測定が注目され、微細組織を有する構造材料や薄膜構造を有する半導体素子の強度特性を解析することに適用されつつある。著者らも原子間力顕微鏡 (Atomic Force Microscope) を基にした超微小硬さ試験装置を開発し²⁾、種々の金属材料の超微小硬さを測定した²⁻⁵⁾。また、金属単結晶を使い、

ビッカース硬さと超微小硬さを対応させた実験式を得た⁶⁾。さらに、AFM観察能力と実験式により、介在物の硬さ測定についても報告した⁷⁾。

本報では、AFM超微小硬さ試験機を用いてフェライト+ベイナイト組織を持つ非調質鋼の強度特性の評価を行う。特に、ポリゴナルフェライトとベイニティックフェライトの粒内ならびに粒界近傍の硬さを求め、転位間相互作用強化（加工硬化）や結晶粒微細化強化（粒界強化）の寄与について検討する。

2. 実験方法

2.1 供試材

供試材はフェライト+ベイナイト組織を有する低炭素鋼である。比較材として、フェライト単相組織のTi添加Interstitial Free (IF)鋼と純度4Nの鉄単結晶Fe(001)を用いた。Table 1にそれらの化学成分を示す。フェライト+ベイナイト鋼は、高周波真空溶解後、1250°Cに加熱し、圧延開始温度1200°C、終了温度900°Cの条件で75%の圧延を施し、その後800-500°C間の冷却速度0.5°C/Sで冷却した20mm厚の板材として得た。IF鋼は冷間圧延-焼鈍を施した厚さ1mmの板材である。

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

Materials	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Al	N	Ti
IF steel	0.0012	0.01	0.14	0.014	0.015	0.046	-	0.046	0.0023	0.045
F+B steel	0.05	0.05	2.00	0.004	0.002	0.51	0.50	0.028	0.013	-

2.2 硬さ測定

2.2.1 測定面

硬さ測定はAFM超微小硬さ試験機とマイクロビッカース硬さ試験機を用いて行った。両硬さ試験に用いた測定面としては、フェライト+ベイナイト鋼とIF鋼においてTD面（後に示すFig. 2参照）を対象とし、バフ研磨後、電解研磨し、最終的に1%ナイトール腐食液で10秒間エッチングした。電解研磨は超微小硬さに影響を及ぼす加工層を取り除くために行った。Fe(001)面は電解研磨後、硬さ試験に供した。

2.2.2 超微小硬さ試験

Fig. 1にAFM超微小硬さ試験機の模式図を示す²⁾。使用したダイヤモンド圧子の形状は対稜角60°の三角錐である。この試験機では押し込み力-深さ($F-h$)曲線の取得とAFM観察の両方が可能である。また、CCDカメラが付属しているため、1000倍で試料表面を観察できる。これらの機能を活用して、フェライト+ベイナイト鋼の超微小硬さ試験を次の手順で行った。

(1) CCDカメラでポリゴナルフェライト部あるいはベイナイト部を選ぶ。さらに、例えば、ポリゴナルフェライト部であると、粒内あるいは粒界近傍を選ぶ。

(2) AFM観察を行い、目的の場所であり、かつ超微小硬さ試験に適した平坦な表面であることを確認する。

(3) 超微小硬さ試験を押し込み力 $F=445\mu\text{N}$ のもので1箇所あるいは数箇所で行い、押し込み力-深さ($F-h$)曲線を取得する。

(4) AFM観察を行い、圧痕の形状と位置を確認する。

同様な手順はIF鋼でも採用した。鉄単結晶の場合にはCCDカメラを使用せず、AFM像で測定面が平坦であることを確認した後、超微小硬さ試験を行った。

得られた $F-h$ 曲線から、次の経験式を用い、ビッカース硬さに換算した⁶⁾。

$$Hv^* = [F / \{p(h+q)^2\}]^n \dots \dots \dots (1)$$

ここで、 Hv^* は換算ビッカース硬さ、 F (μN)と h (nm)は押し込み力と押し込み深さ、 p 、 q 、 n は定数である。 p 、 q 、 n は圧子ごとに求める必要があり、本研究で使用した圧子の場合、 $p=5.69 \times 10^{-5}$ 、 $q=158$ 、 $n=1.25$ である。以後、式(1)で換算されたビッカース硬さ Hv^* をナノ硬さと呼ぶ。

式(1)は、電解研磨した単結晶W、Mo、Fe、Niの(001)面を用い、超微小硬さ試験とマイクロビッカース硬さ試験の両方を行って求めている⁶⁾。マイクロビッカース硬さ試験においては、押し込み力を0.49Nまたは0.98Nに選び、四角

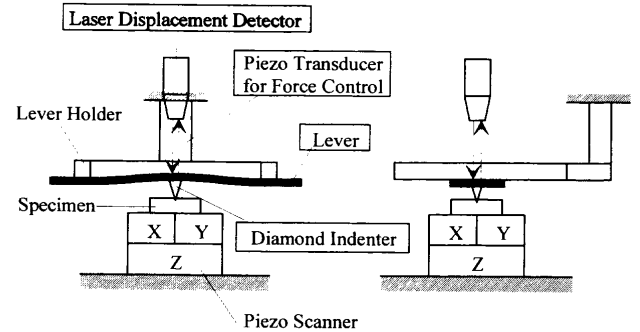


Fig. 1. Schematic drawing of the AFM ultra-micro hardness tester.

錐圧痕の対稜角長さが約 $30\mu\text{m}$ になるようにした。単結晶を用いた理由はミクロからマクロまで組織が均一であることによる。

2.2.3 マイクロビッカース硬さ試験

マイクロビッカース硬さ試験を二つの目的で行った。一つは押し込み力 $F=0.25\sim 1.98\text{N}$ のもので圧痕を小さくし、ポリゴナルフェライト粒内とベイナイト部の硬さを求めた。もう一つは $F=9.8\text{N}$ のもので大きな圧痕を形成し、ポリゴナルフェライトとベイナイトの両方を含む硬さを求めた。以後、上述のナノ硬さ Hv^* に対して、マイクロビッカース硬さ Hv をマクロ硬さと呼ぶ。

2.3 組織観察

組織観察は光学顕微鏡(OM)と透過型電子顕微鏡(TEM)を用いて行った。OM観察は硬さ試験と同じ測定面で行った。TEM観察は、加速電圧200kVで行った。TEM試料は硬さ試験あるいはOM観察と同じTD面を対象とし、機械研磨後、10%過塩素酸+メタノール溶液のジェット研磨法により作製した。

3. 実験結果

3.1 フェライト+ベイナイト鋼の組織

Fig. 2にフェライト+ベイナイト鋼のOM写真を示す。組織はポリゴナルフェライト(PF)とベイナイトの混合組織である。組織は圧延方向にほぼ平行な層状になっている。PFの結晶粒径は約 $40\mu\text{m}$ である。ベイナイトは圧延方向に平行に約 $20\mu\text{m}$ 程度の幅に形成されている。また、IF鋼のOM写真は省略するが、フェライト粒径は約 $30\mu\text{m}$ であった。

Fig. 3にフェライト+ベイナイト鋼のTEM試料のOM写真を示す。中央の黒い部分はジェット研磨による穴であり、圧延方向は左下から右上方向である。OM写真上でPFと

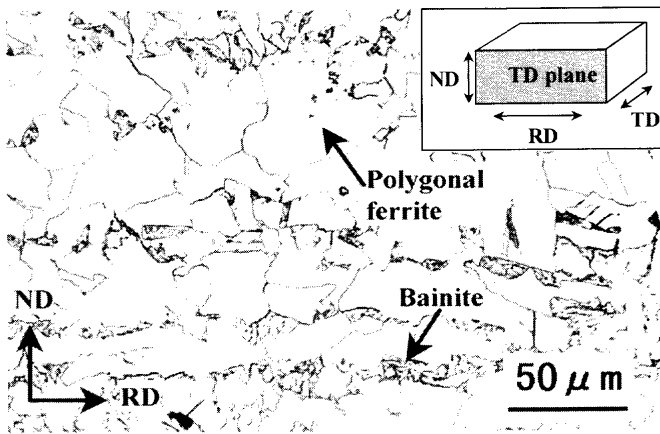


Fig. 2. Optical micrograph of the ferrite+bainite steel. The microstructure consists of polygonal ferrite and bainite.

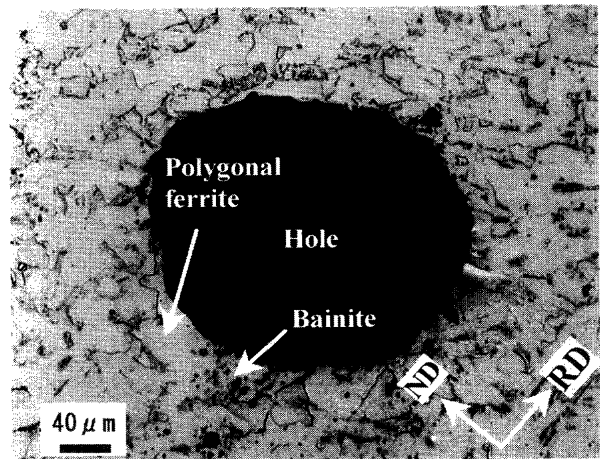


Fig. 3. Optical micrograph of a TEM sample for the ferrite+bainite steel.

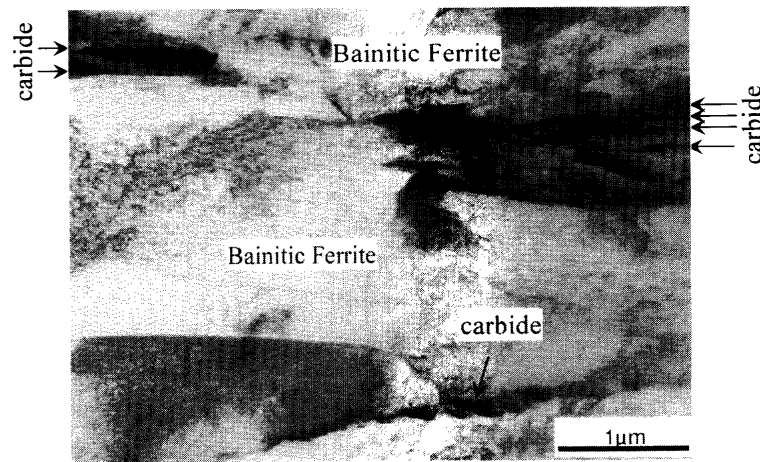


Fig. 4. TEM image of a bainitic ferrite region.

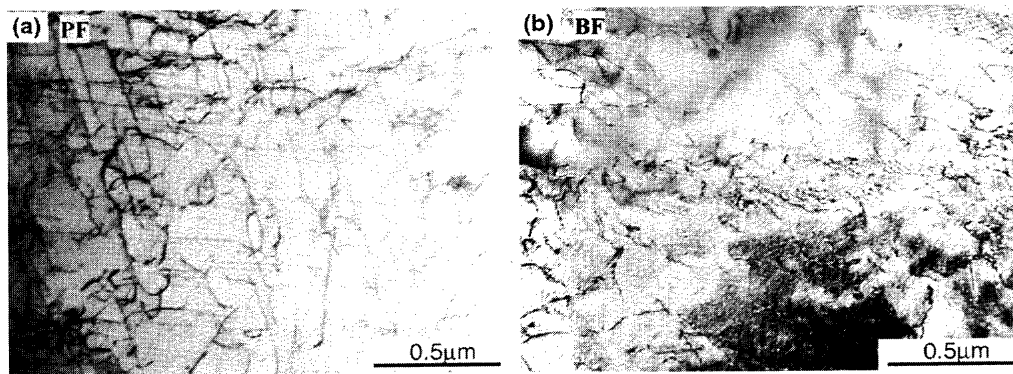


Fig. 5. TEM images of (a) polygonal and (b) bainitic ferrite for the ferrite+bainite steel. Dislocation densities obtained from the TEM images with an assumption of foil thickness of 200 nm were 9.5 and $8.1 \times 10^{13}/\text{m}^2$ for the polygonal and bainitic ferrite, respectively.

ベイナイトの観察位置を決定した後、TEM観察を行った。それぞれの位置を矢印で示す。

Fig. 4にベイナイト部のTEM像を示す。ベイナイト部には幅 $2\sim 3\ \mu\text{m}$ のラス状のベイニティックフェライト(BF)が存在した。BF粒界には炭化物が比較的多く観察された。一方、PF境界には、炭化物がほとんど観察されなかった。

Fig. 5にPFとBF粒内の高倍率TEM像を示す。PFとBF

粒内には、ともに高密度の転位が観察される。転位密度は $10^{13}/\text{m}^2$ のオーダーであった。転位密度の定量評価とその強化への寄与は4.2節で検討する。なお、両フェライト粒内には、ともに微細な炭化物などの析出は認められなかった。

3.2 AFM超微小硬さ試験

Fig. 6にIF鋼と鉄単結晶の電解研磨面の $F-h$ 曲線を示す。

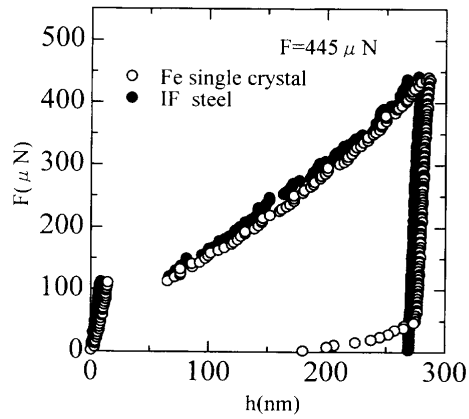


Fig. 6. Force-penetration depth curves for the Fe single crystal and the IF steel.

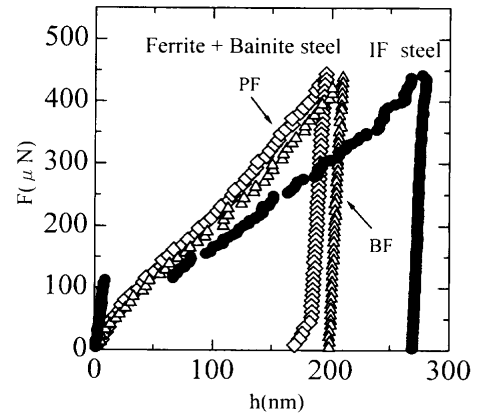


Fig. 7. Force-penetration depth curves for the ferrite+bainite and the IF steels.

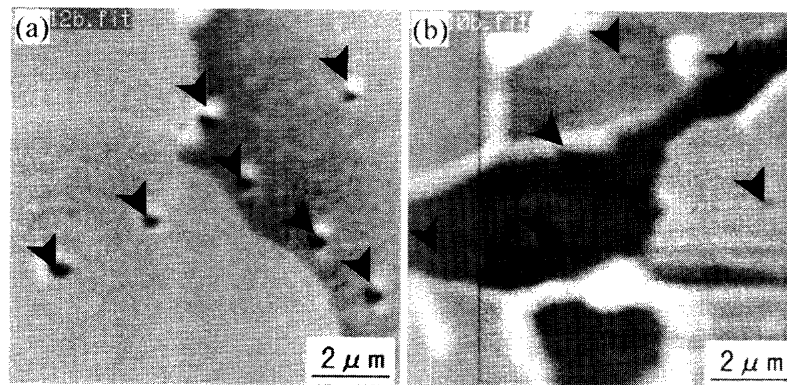


Fig. 8. AFM images of (a) polygonal and (b) bainitic ferrite for the ferrite+bainite steel. The images were obtained after indentation tests. The arrows indicate indentations.

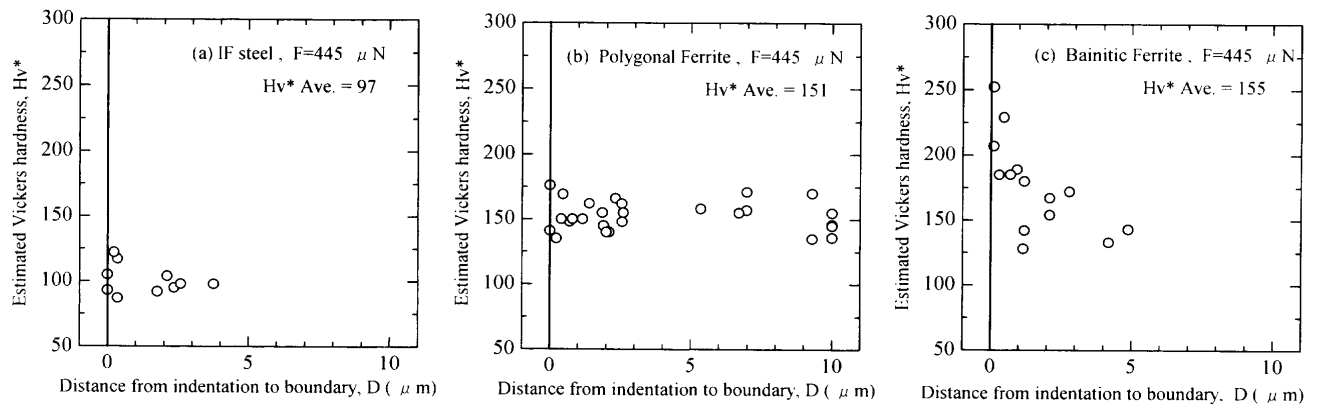


Fig. 9. Relationships between estimated Vickers hardness, Hv^* , and distance from indentation to the boundary, D , for (a) the IF steel, and (b) polygonal and (c) bainitic ferrite of the ferrite+bainite steel.

両方の曲線は一致し、ともに不連続降伏を示した。この現象は測定面の転位密度が小さい時に起こることから⁴⁾、転位の影響を受けない鉄（フェライト）本来の $F-h$ 曲線を表していると考えられる。

Fig. 7にフェライト+ベイナイト鋼の $F-h$ 曲線を示す。この図にはIF鋼の結果も示す。フェライト+ベイナイト鋼のPFとBF粒内の $F-h$ 曲線 (◇と△) はほぼ一致した。しかし、IF鋼の結果(●)と比べると、不連続降伏が消滅し、押し込み深さ h が小さくなり、硬さが上昇した。このよう

な挙動はPFとBF内の転位密度が高くなったことと対応するが⁴⁾、Fig. 5のTEM像で示した様に、両フェライト粒内には $10^{13}/m^2$ オーダーの高密度の転位が存在している。

Fig. 8に超微小硬さ試験機を用いて得たAFM像の例をフェライト+ベイナイト鋼について示す。図中の矢印で硬さ試験位置すなわち圧痕を示す。Fig. 8(a)のPF部においては、縦方向の粒界の付近に圧痕が形成されている。Fig. 8(b)のベイナイト部では2~3 μm のBF粒内に圧痕がある。

Fig. 9にナノ硬さ Hv^* と粒界から圧痕中心までの距離 D

Table 2. Results of the nano hardness and micro Vickers hardness tests.

Materials	Nano Hardness Hv*		Micro Vickers hardness Hv									
	445 μ N		0.25N		0.49N		0.98N		1.96N		9.8N	
	Hv*	L (nm)	Hv	L (μ m)	Hv	L (μ m)	Hv	L (μ m)	Hv	L (μ m)	Hv	L (μ m)
Fe(001)	98	285	-	-	-	-	-	-	-	-	-	-
IF steel	97	287	115	20.1	105	29.5	95	44.2	91.1	63.5	91	143.0
F+B steel	PF	151	214	115	17.3	142	25.6	147	35.5	145	50.6	-
	B	155	211	251	13.6	225	20.3	201	30.4	186	44.3	161

B : bainite. PF : polygonal ferrite

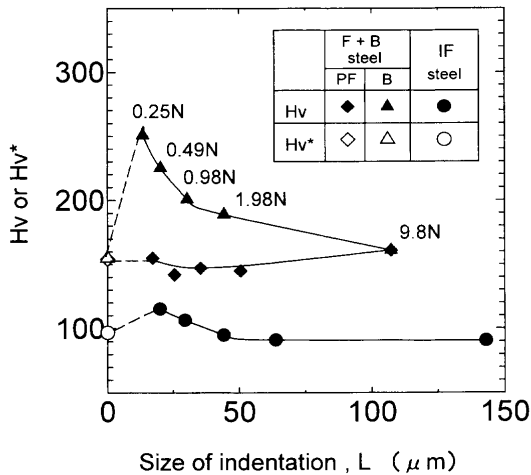


Fig. 10. Relationship between hardness, Hv or Hv*, and indentation size, L.

の関係を示す。Hv*はFig. 6あるいはFig.7に示すF-h曲線の最大押し込み力と最大押し込み深さを式(1)に代入して求めた。DはFig. 8のようなAFM像において粒界と圧痕中心の最短距離として求めた。IF鋼では、粒界の存在に関係なく、ナノ硬さは一定で、ばらつきもなく、平均値として97となった(Fig. 9 (a))。同様な結果はフェライト+ベイナイト鋼のPFにおいても得られたが、ナノ硬さは平均で151と大きくなった(Fig. 9 (b))。一方、フェライト+ベイナイト鋼のBFでは、粒界に近づくにしたがってナノ硬さは上昇した(Fig. 9 (c))。しかし、粒界から1 μ m以内のデータを除き、BF粒内のナノ硬さを求めると、平均で155となり、PFの結果と一致した。これらの硬さは鉄単結晶の結果も含めてTable 2にまとめて示した。同時に、三角錐圧痕の一边の長さを圧痕寸法Lとして示した。対稜角60°の三角錐圧子では、押し込み深さhを0.943倍すると、Lが求められ、これを採用した。

3.3 マイクロビッカース硬さ

Table 2に押し込み力0.25から9.8Nの間で求めたマイクロビッカース硬さ、すなわちマクロ硬さHvとそれぞれに対応する圧痕寸法Lをまとめて示す。LはOMで観察した四角錐圧痕の対頂角長さである。硬さ測定は3点以上行っており、HvとLは平均値を示してある。

Fig.10にマクロ硬さHvと圧痕寸法Lの関係を示す。この図には、ナノ硬さHv*も示した。フェライト単相のIF鋼のHv(●)はLの減少につれて少し上昇しており、いわゆる硬さの寸法効果を示した。しかし、Hv*(○)を含め、圧痕

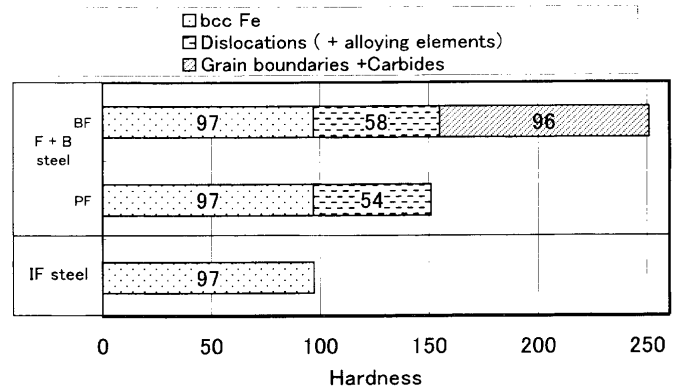


Fig. 11. Estimated contributions of the strengthening factors to the strength of the ferrite+bainite steel.

寸法の広い領域において、硬さはほぼ一定と見なせる。同様に、フェライト+ベイナイト鋼の粒径約40 μ mのPFにおいてもL<40 μ mの結果(◇, ◆)はほぼ一定となった。しかし、押し込み力9.8Nでの最大圧痕寸法においてはPFに加えてベイナイト部も測定対象に含まれるので、Hvは上昇した。一方、ベイナイト部の硬さ(△, ▲)は荷重0.25N(圧痕寸法13.6 μ m)で最大となった。Fig. 2に示したようにベイナイト部の幅が約20 μ mであることを考えると、最大値以後の急激な低下は測定対象領域におけるPFの体積率が増加することが原因と考えられる。

4. 考察

AFM超微小硬さ試験機を用いると、IF鋼やフェライト+ベイナイト鋼のフェライト内のナノ硬さを測定することが可能になった。鉄単結晶の結果を含め、ナノ硬さとマクロ硬さを比較することにより、IF鋼やフェライト+ベイナイト鋼の強度解析を行うことができる。

鉄鋼材料の強度は、鉄(フェライト)本来の強さに加え、固溶、転位、析出、分散、粒界(結晶粒微細化)強化によって決まることが知られている。Fig.11に、ナノ硬さとマクロ硬さを用い、IF鋼並びにフェライト+ベイナイト鋼のPFとBFに関し、それぞれの強化分を求めた結果を示す。それぞれの強化分は硬さで表示しているが、その求め方は次の通りである。

4.1 鉄(フェライト)本来の硬さ

Table 2において鉄単結晶のナノ硬さHv*は98である。IF鋼のHv*は97である。両者の値は一致しており、この

ことは多結晶体の粒内マトリクスの強度をナノ硬さから評価できることを示している。Fig. 6からは、両材料において $F-h$ 曲線は不連続降伏を示し、転位密度は小さいことがわかる。従って、ここで求めたIF鋼の $Hv^*=97$ は、析出物、転位、または固溶元素の影響を受けない鉄（フェライト）本来の硬さを示すものである。

Pickering⁸⁾によると、低炭素フェライト/パーライト鋼の引張強度 σ_B は次式で表される。

$$\sigma_B(\text{MPa})=15.4[19.1+1.8(\%Mn)+5.4(\%Si)+0.25(\%Pearlite)+0.5d^{-1/2}] \dots \dots \dots (2)$$

ここで、 d (mm)はフェライト粒径である。一方、加工硬化の小さい炭素鋼などでは、ビッカース硬さ Hv (kgf/mm²)と引張強度 σ_B (MPa)の間には、次の実験式が成立することが知られている⁹⁾。

$$Hv=0.306\sigma_B \dots \dots \dots (3)$$

ビッカース硬さと変形応力の相関については、押し込み変形の塑性力学的解析と実験結果に基づいて、ビッカース硬さは8%変形応力(MPa)の0.306倍に相当することが報告されている¹⁰⁾。このため、加工硬化の小さい材料では、ビッカース硬さは降伏強度よりも引張強度と良い相関があると理解されている⁹⁾。式(2)では左辺の第1項が鉄（フェライト）本来の引張強度を表していると考えられるので、式(3)を用いると $Hv=90$ となり、ナノ硬さ $Hv^*=98$ （鉄単結晶）または $Hv^*=97$ （IF鋼）とほぼ一致する。

4.2 固溶と転位強化による硬さ

Table 2において、ベイナイト鋼のポリゴナルフェライトPFとベイニティックフェライトBFの Hv^* は151と155である。このときの圧痕寸法 L (PF: 214 nm, BF: 211 nm)は粒径(PF: 40 μm , BF: 2~3 μm)より一桁以上小さい。従って、IF鋼の $Hv^*(97)$ と差の54および58は固溶原子と転位による強化分と考えられる。なお、Fig. 5で示したようにPFとBF粒内には炭化物は存在しないため、析出および分散強化の寄与はない。

Table 1の化学成分からフェライト+ベイナイト鋼の固溶強化はMnによるものが大きいことがわかる。式(2)と(3)から、2 mass% Mnに対し、 $Hv=17$ が得られる。

ここで、PFおよびBFの Hv^* がMn固溶強化分を含め54および58と同程度であることは、両者で転位密度が同程度であることを示唆している。林転位硬化理論を背景に銀の転位密度を透過電子顕微鏡で観察したBailey-Hirschは、次の実験式を示した¹¹⁾。

$$\Delta\sigma=\alpha\mu|b|\rho^{1/2} \dots \dots \dots (4)$$

ここで、定数 $\alpha=1$ 、バーガスベクトル長さ $|b|=0.25$ nm、せん断弾性定数 $\mu=80$ GPaである。PFとBFそれぞれの Hv^* からIF鋼の Hv^* を引き、さらにMn固溶強化分17を引いた

値(37と41)を用い、かつ式(3)を採用できると仮定し式(4)から転位密度を算出すると、PFで $3.7 \times 10^{13}/\text{m}^2$ 、BFで $4.5 \times 10^{13}/\text{m}^2$ が得られた。これらの値は、本来、引張強度を与えるひずみ（より正確には8%伸び）まで変形した場合のPFおよびBFとIF鋼フェライトとの転位密度差を示すものである。しかし、両鋼の加工硬化率がほぼ等しいと仮定すれば、変形前の試料においても、ここに示すだけの転位密度差が存在していなければならない。また、IF鋼の変形前の転位密度は高々 $10^{10}/\text{m}^2$ のオーダーで無視できるため、上述したPFで $3.7 \times 10^{13}/\text{m}^2$ 、BFで $4.5 \times 10^{13}/\text{m}^2$ の密度の転位が、変形前に存在していなければならない。そこで、ナノ硬さ解析から求めた転位密度の推定値の妥当性をFig. 5のTEM像から評価する。

Fig. 3に示すように、Fig. 5の両フェライトの観察位置は電解研磨による穴の中央からほぼ同心円上に位置している。これまでの我々の経験から電解研磨面の試料厚さが100~300 nmであることから試料厚さ $t=200$ nmとし、Fig. 5上に500 nmピッチの線を引き、線の長さの総和を L 、その線と転位線の交わる数を N とし、 $\rho=(2N)/(Lt)$ の式¹²⁾から転位密度を算出した。Fig. 5のTEM像からこのようにして求めた転位密度はPFで $9.5 \times 10^{13}/\text{m}^2$ 、BFで $8.1 \times 10^{13}/\text{m}^2$ であった。求めた転位密度は硬さ結果から推定した値よりも2倍程度高いが、両者はオーダー的には一致しており、ナノ硬さ解析からオーダー的に妥当な転位密度評価ができることを示している。また、Fig. 5のTEM像より求めた転位密度はPFの方が若干高いが、測定場所による転位密度差も考慮すれば、本鋼におけるPFとBFの転位密度はむしろ同程度であると判断すべきである。

以上のようにPF、BFの Hv^* とIF鋼の Hv^* の差から、Mn固溶強化分と転位強化分を分離して考えることができる。

4.3 粒界（結晶粒微細化）強化による硬さ

式(2)の右辺の最終項が粒界強化を表していると考えられるので、粒径 d にIF鋼(30 μm)、ベイナイト鋼のPF(40 μm)とBF(2~3 μm)の粒径を代入し、式(3)を用いると、それぞれ $Hv=14, 12, 53\sim 43$ となる。なおBF部の粒界には小角粒界も存在するが、本研究でBFの粒径（BFの幅）を求めるときには小角粒界と大角粒界を区別しなかった。したがって、2~3 μm の粒径を用いた粒界強化分(53~43)は、BF部における粒界強化を過大評価していることになる。

一方、Table 2においては、粒界強化分として、ナノ硬さ Hv^* とマクロ硬さ Hv の差が対応する。IF鋼とフェライト+ベイナイト鋼のPFにおいては、両者の差はほとんど無い。最近の1 μm 微細フェライト鋼の測定結果¹³⁾によると、粒界 d が圧痕寸法 L より小さいときには当然粒内の硬さを表すが、 $L \geq 10d$ において初めて全体の硬さに達する。IF鋼とフェライト+ベイナイト鋼のPFにおいては、 Hv は $L=d$ 付近で求められており、粒内の硬さに近いので、 Hv と Hv^* の差はほとんど無かったと考えられる。フェライト+

ベイナイト鋼のBFにおいては、Fig. 2に示すように、ベイナイト領域の幅が $20\mu\text{m}$ 程度しかないため、HvはLに強く依存する。そこで、最小のL($=13.6\mu\text{m}$)の時の最大のHv($=251$)をベイナイト領域のマクロ硬さに採用すると、Table 2から粒界強化分は $Hv-Hv^*=251-155=96$ となる。この値は予測値($=53\sim 43$)のほぼ2倍となっている。最大の原因はBF粒界に存在する炭化物による変形拘束の効果である。事実、Fig. 4のTEM像ではBF境界に炭化物が存在し、Fig. 9(c)のナノ硬さ測定結果ではHv*がBF境界に近づくに従って上昇している。さらに、採用したL($=13.6\mu\text{m}$)がBF粒の幅($=2\sim 3\mu\text{m}$)の10倍になっておらず、ベイナイト領域の幅($=20\mu\text{m}$)と大差ないことを考えると、ベイナイト領域のマクロ硬さとして採用すべき値はさらに大きくなり、BF境界のBF粒界に存在する炭化物による変形拘束の効果はより大きくなる可能性がある。

以上の検討結果をFig.11にまとめた。TEM像やAFM像に、nmレベルで機械的性質の評価が可能な超微小硬さ試験結果を加えることにより、鉄鋼材料の新しい強度解析が展開できた。例えば、ベイナイト部の強度は粒界(結晶粒微細化)強化分が大きく、その強化は粒界上の炭化物の存在で強められると言う知見はまだ研究する余地はあるが、今までにベイナイト組織の強度は主として転位密度が高いことで理解されてきた知見¹⁴⁾とは異なる。最後に、Fig.11では析出と分散強化分を示していないが、Fig. 5で示したようにBF粒内には炭化物は存在しないため本鋼では両強化はほとんど無視できると考える。

5. 結論

フェライト+ベイナイト鋼においてAFM超微小硬さ試験、マイクロピッカース硬さ試験、TEM観察を行った。比較材として採用したIF鋼(フェライト単相)と鉄単結晶においてはAFM超微小硬さ試験とマイクロピッカース硬さ試験を行った。これらの結果を基に、フェライト+ベイナイト鋼とIF鋼の強化因子の分離を試みた。得られた結果は次の通りである。

(1) 結晶粒径 $30\mu\text{m}$ であるIF鋼のフェライト粒内におけるナノ硬さは $Hv^*=97$ となり、鉄単結晶の $Hv^*=98$ と一致した。このことは、多結晶体の粒内マトリクスの強度をナノ硬さから評価できることを示している。さらに、IF鋼の転位密度は低く、 $Hv^*=97$ は、析出物、転位、または固溶元素の影響を受けない鉄(フェライト)本来の硬さを示すものである。

(2) フェライト+ベイナイト鋼中のポリゴナルフェラ

イトPFとベイニティックフェライトBF内においては $Hv^*=151$ と 155 とほぼ等しくなった。PFとBF粒内には炭化物の析出が認められないことから、IF鋼の Hv^* との差(54と58)は、固溶原子と転位による強化分に相当する。従って、IF鋼の Hv^* との差が54と58とほぼ等しいことは、PFとBFの転位密度がほぼ等しいことを示しており、TEM観察結果とも一致した。

(3) フェライト+ベイナイト鋼中のベイナイト領域におけるマクロ硬さは最高で $Hv=251$ となった。BF粒内のナノ硬さとの差96はBF領域における粒界(結晶粒微細化)強化分に相当し、BF幅($2\sim 3\mu\text{m}$)をHall-Petch式に代入して求めた予測値の2倍になった。これはBF境界上に存在する炭化物による変形拘束の効果と推論された。事実、TEM観察によるとBF粒界上に多くの炭化物が存在し、超微小硬さ試験結果によるとナノ硬さはBF境界に近づくにつれて上昇した。

(4) 以上の結果から、本鋼のベイナイト組織の強度については、粒界強化とBF粒界上の炭化物による変形拘束の効果が大いいと指摘できた。

(株)日鐵テクノロジー山本広一氏、新日本製鐵(株)佐藤寛哲氏からは、本供試材をご提供いただいただけでなく、実験に関する有益な助言をいただいた。ここに記して謝意を表す。

文 献

- 1) 鋼のベイナイト写真集I, 基礎研究会ベイナイト調査研究部会編, 日本鉄鋼協会, 東京, (1992).
- 2) K.Miyahara, S.Matsuoka, N.Nagashima and S.Mishima: *Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng.*, **A61** (1995), 2321.
- 3) S.Matsuoka, K.Miyahara, N.Nagashima and K.Tanaka: *Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng.*, **A62** (1996), 1432.
- 4) K.Miyahara, S.Matsuoka and N.Nagashima: *Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng.*, **A63** (1997), 2220.
- 5) N.Nagashima, K.Miyahara and S.Matsuoka: *Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng.*, **A64** (1998), 536.
- 6) K.Miyahara, N.Nagashima S.Matsuoka, and T.Ohmura: *Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng.*, **A64** (1998), 2567.
- 7) N.Nagashima, S.Matsuoka and K.Miyahara: *Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng.*, **A65** (1999), 477.
- 8) F.B.Pickering: *Physical Metallurgy and the Design of Steels*, Applied Science Publishers Ltd., London, (1978), 63.
- 9) 友田 陽: 鉄鋼の高強度化の最前線, 材料の組織と特性部会鉄鋼の高強度化研究会編, 日本鉄鋼協会, 東京, (1995), 200.
- 10) D.Tabor: *The Hardness of Metals*, Oxford University Press, Oxford, (1951), 105.
- 11) J.E.Bailey and P.B.Hirsch: *Philos. Mag.*, **5** (1960), 485.
- 12) R.K.Ham: *Philos. Mag.*, **6** (1961), 1183.
- 13) K.Miyahara, T.Ohmura, S.Matsuoka, T.Hayashi and K.Tsuzaki: *CAMP-ISIJ*, **12** (1999), 1153.
- 14) H.K.D.H. Bhadeshia: *Bainite in Steels*, The Institute of Materials, London, (1992), 291.