

論 文

低炭素低合金高張力鋼のベイナイト*

大森 靖也** 大谷 泰夫*** 邦武 立郎****

The Bainite in Low Carbon Low Alloy High Strength Steels

Yasuya OHMORI, Hiroo OHTANI, and Tatsuro KUNITAKE

Synopsis:

The morphology of the bainite in some low carbon, low alloy high strength steels has been investigated by means of dilatometry and both optical and electron microscopies. The results indicate that the bainite can be divided into three distinct types by the morphology of the cementite precipitation.

The bainite I is formed above 500°C and is the carbide-free bainitic ferrite. The bainite II is formed in the intermediate temperature range or by cooling at intermediate cooling rate. Although some amount of cementite particles are formed within the grains, the bainite II consists mainly of ferrite laths with cementite layers between them, being a typical of upper bainite. The bainite III is formed at temperatures close to the Ms or during cooling as fast as the upper critical cooling rate, the morphology of cementite formation is similar in appearance to the high carbon lower bainite. However, these bainites have the lath-like ferrite morphology with the same $\langle 111 \rangle_{\alpha} \{110\}_{\alpha}$ habit. This is different from the high carbon lower bainite with plate-like ferrite. Therefore, it seems reasonable to classify the bainites observed in low carbon low alloy high strength steels as the upper bainite.

(Received Dec. 1, 1970)

1. 緒 言

DAVENPORT と BAIN の研究¹⁾以来, 中炭素および高炭素の炭素鋼, 低合金鋼のベイナイトに関しては多くの実験があり, 一般に 350°C を境にして高温側で形成されるときは上部ベイナイト, 低温側では下部ベイナイトになることが知られている^{1,2)}. それらの内部組織の差異に関しては, 上部ベイナイトが lath 状フェライトとその界面に析出したセメンタイト層からなる^{2,3,4)}のに対し, 下部ベイナイトでは, 板状フェライトの特定面上に微細な板状セメンタイトが分散している^{2,3,4,5,6)}.

しかしながら, 低炭素低合金高張力鋼を Ms 点直上で変態させると, たとえそれが 350°C 以上でも微細なセメンタイト粒子がフェライト粒内に分散した下部ベイナイトが形成され^{7,8)}, 上部および下部ベイナイトを分割する温度が高くなる⁹⁾という報告もあって, 低炭素低合金鋼のベイナイトについては上速の基準では理解できない点が多い.

本研究は, 低炭素低合金高張力鋼中に認められるこのようなベイナイトの形態と形成機構を検討しようとするものである.

2. 実験方法

2.1 供試鋼

実験に用いた鋼の化学成分を Table 1 に示す. 鋼 7 は

0.12% の炭素を含む調質型 80 キロ高張力鋼で, 1 t の高周波炉で溶解し熱間圧延によつて 25 mm 厚の鋼板とした. 鋼 5 および 6 は炭化物反応の観察を容易にするため炭素量を 0.22% としたもので, 100 kg の高周波炉で溶解し分湯によつて V を含まないものと 0.02% 添加したものの 2 種とし, それぞれ 12 mm φ の棒状に鍛伸した.

2.2 連続冷却変態曲線の作成

これらの鋼の連続冷却時の変態挙動を調べるために, Formastor 熱膨張計 (富士電波工機製) によつて変態時の伸び変化を測定した. 試料の形状は 3 mm φ × 10 mm である. 一端に 2 mm φ × 2 mm の温度測定用熱電対挿入孔を有する. これを高周波誘導加熱によつて 1200°C に 5 min 間保持したのち真空中での制御冷却や He, N₂ などのガス吹きつけによつて冷却速度を調整し, 温度/時間曲線を記録すると同時に, 温度/伸びの関係を X-Y 記録計によつて測定し連続冷却変態曲線を作成した. 図および本文中の冷却速度は 800~500°C の平均値を示すものとする.

2.3 等温変態曲線の作成

オーステナイトの等温分解過程を調べるために, 1 × 5

* 昭和45年10月本会講演大会にて発表

昭和45年12月1日受付

** 住友金属工業(株)中央技術研究所 Ph. D.

*** 住友金属工業(株)中央技術研究所

**** 住友金属工業(株)中央技術研究所 理博

Table 1. The chemical composition of the steels used (wt%).

Steel	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	sol. Al
7	0.12	0.30	0.83	0.004	0.005	0.30	1.11	0.53	0.49	0.03	0.031
5	0.22	0.24	0.83	0.007	0.011	0.30	1.06	0.54	0.51	—	0.029
6	0.22	0.24	0.83	0.008	0.012	0.30	1.05	0.54	0.51	0.02	0.024

×10 mm³ の試料をアルゴン雰囲気中で 1200°C に 5 min 間加熱したのち、380°C から 800°C の間の種々の温度の鉛浴中に焼入れ、等温保持によつて部分変態させた。未変態オーステナイトはこれにつづく水焼入れによつてマルテンサイトとした。これらの試料を 2% 硝酸アルコールで腐食し、光学顕微鏡下での lineal analysis によつて変態量を測定し、等温変態曲線を作成した。

2.4 光学顕微鏡観察

2% 硝酸アルコールで腐食したこれらの試料の変態組織を光学顕微鏡によつて観察した。とくに針状変態生成物については、ほぼ直角な隣接する 2 面を研磨し、その境界近傍の観察をして形状を確認した。

2.5 電子顕微鏡観察

電子顕微鏡観察にはセルローズアセテート/炭素の 2 段レプリカ法および薄膜法を用いた。薄膜は熱処理を施した 1 mm 厚の試料を化学研磨によつて 0.1 mm 厚と

したのち、リン酸クロム酸混合液中で電解研磨による仕上げを行なつて作成した。レプリカは JEM-5Y 加速圧電圧 100kV、薄膜は HU-200 加速電圧 200kV によつて検鏡した。

6) 硬度測定

各顕微鏡組織のかたさはピッカース微小硬度計によつて測定し、組織の大きさに応じて荷重は 50g ~ 1 kg まで適当なものを選んだ。

3. 実験結果

3.1 連続冷却変態曲線

Figs. 1, 2, 3 に鋼 7, 5 および 6 の連続冷却変態曲線を示す。Fig. 1 から明らかなように炭素量が 0.12% の鋼 7 では冷却速度が 15°C/min の場合は初析フェライトの形成が認められるが、それ以上の冷却速度では約 600°C 以下でベイナイト変態をすることがわかる。この

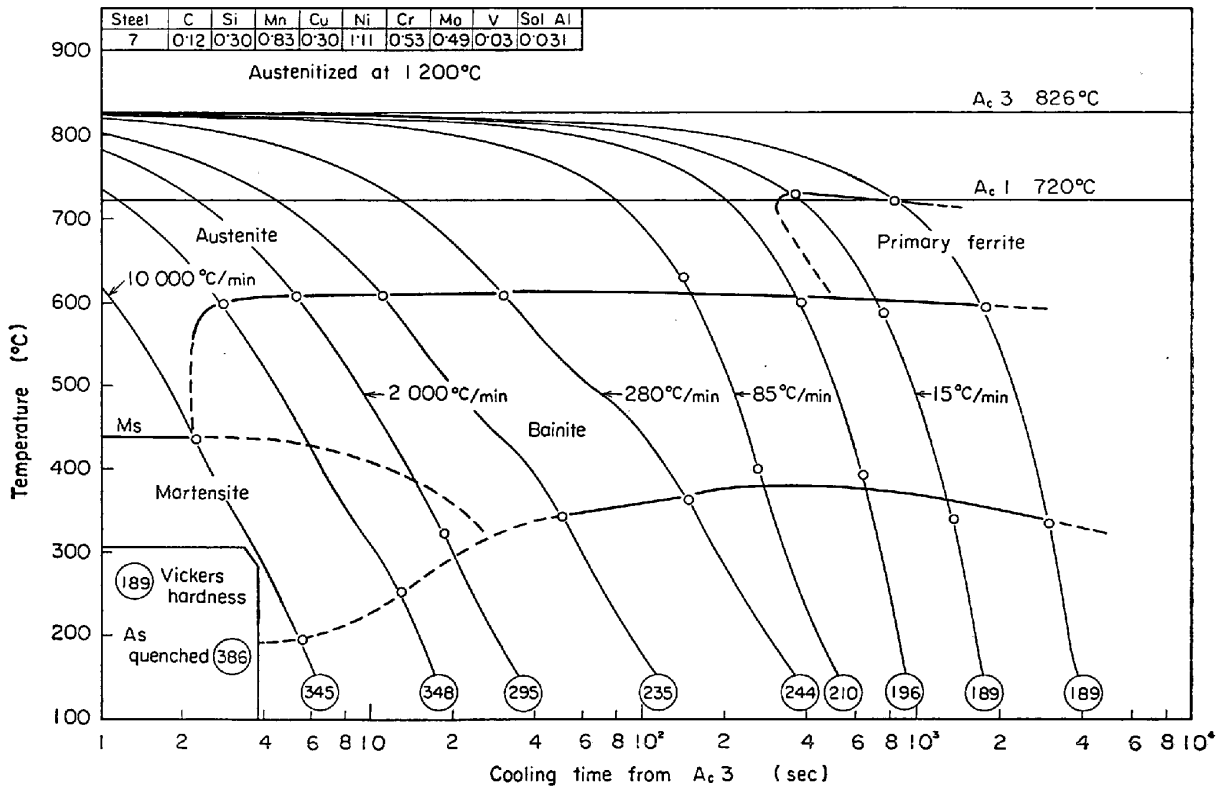


Fig. 1. The CCT diagram for the Cu-Ni-Cr-Mo-V steel containing 0.12% carbon.

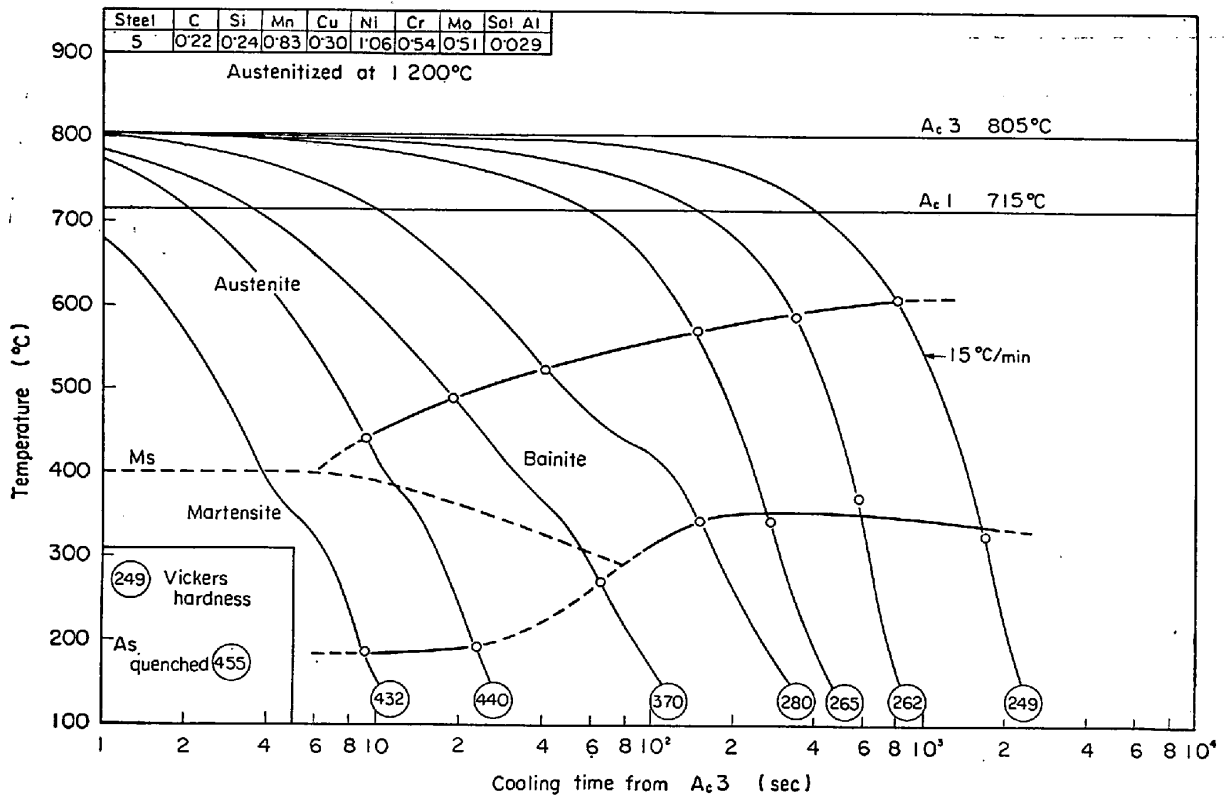


Fig. 2. The CCT diagram for the Cu-Ni-Cr-Mo steel containing 0.22% carbon.

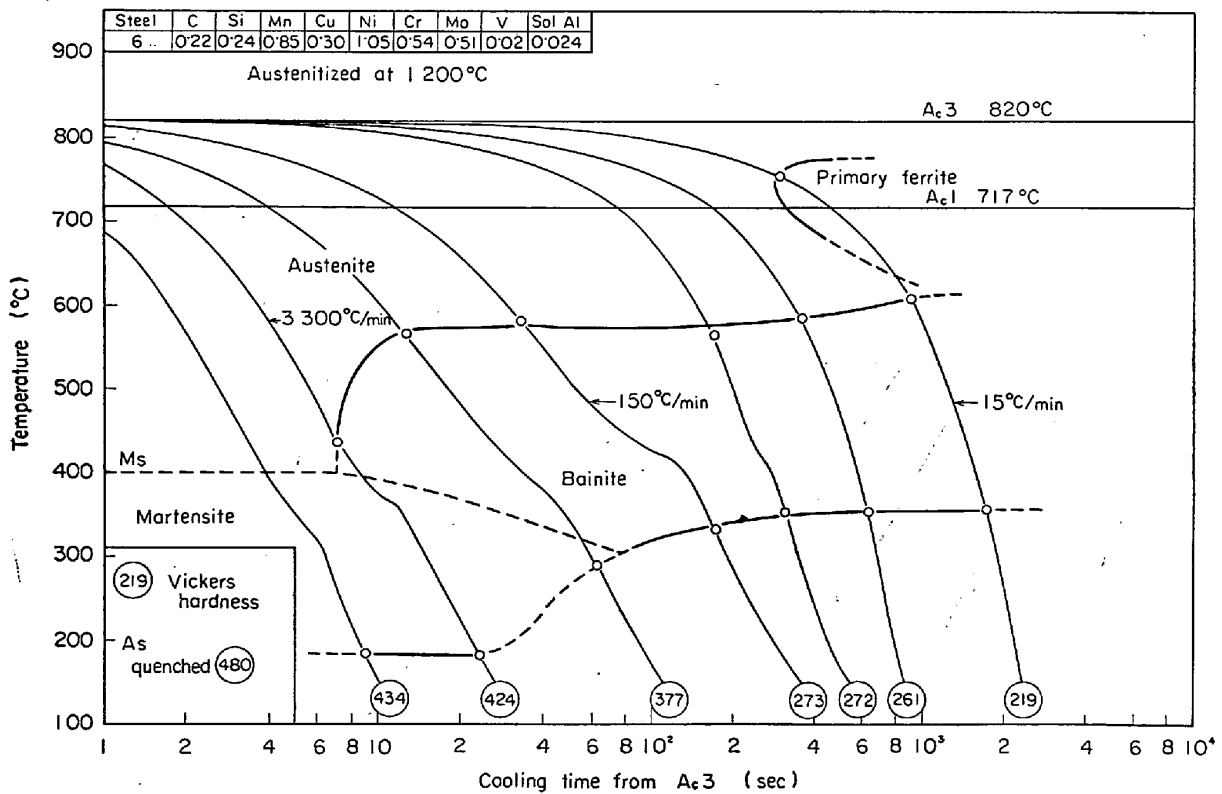


Fig. 3. The CCT diagram for the Cu-Ni-Cr-Mo-V steel containing 0.2% carbon.

場合 M_s 点は約 440°C である。冷却速度によつては、はじめにある割合のベイナイトが形成されたのちにつづく冷却途中でベイナイト変態からマルテンサイト変態へ遷移すると予想されるが、これは熱膨張によつて検出できなかつた。

V を含まないが炭素量を 0.22% とした鋼 5 では、 $15^{\circ}\text{C}/\text{min}$ といった遅い冷却速度でも初析フェライトの形成は認められない。また冷却速度が速くなるとベイナイト変態の開始温度が下がるのも他の 2 鋼と異なる特徴であるが、形成温度域としては約 600°C 以下で鋼 7 と大差なく。この場合もベイナイト変態からマルテンサイト変態への移行は確認できなかつた。この鋼の M_s 点は約 400°C である (Fig. 2)。

これに対して炭素量が同じく 0.22% で、 0.02% の V を含む鋼 6 では、 $15^{\circ}\text{C}/\text{min}$ の冷却速度ではつきりと初析フェライトの析出が確認され (Fig. 3)、微量の V 添加によつてフェライト形成が促進されることがわかる。しかも鋼 7 と同様に鋼 6 のベイナイト変態の開始温度は、冷却速度のいかんを問わずほぼ 600°C 一定となる。鋼 6 のマルテンサイト形成の臨界冷却速度は鋼 7 の

それに比べてやや遅くなるが、 M_s 点は鋼 5 のそれと大差ない。

以上の結果をまとめると、炭素量を 0.12% から 0.22% に増すと M_s 点が 440°C から 400°C に下がりマルテンサイト形成の臨界冷却速度が遅くなるのに対し、V の微量添加は初析フェライトの形成を促進しベイナイト変態の開始温度を冷却速度の変化に対しほぼ 600°C に一定に保つことがわかる。つぎに冷却速度による鋼 6 の熱膨張変化の 1 例を Fig. 4 に示す。冷却速度が $15^{\circ}\text{C}/\text{min}$ のときは前述のように初析フェライトとベイナイトの 2 段変態になり、 $150^{\circ}\text{C}/\text{min}$ の冷却速度では 490°C 近傍の雪崩型ベイナイト変態に先立つて比較的ゆるやかな膨張が検出された。この伸びが起ころははじめた直後にヘリウムガスを吹きつけて試料を急冷し、未変態オーステナイトをマルテンサイト変態させて観察することによつて、これが炭化物反応を伴わないベイニティックフェライトの形成に対応していることが確認された。鋼 6 の冷却速度がさらに速く $3300^{\circ}\text{C}/\text{min}$ になるとほとんど完全なマルテンサイト変態に移行することがわかる。

3.2 等温変態曲線

光学顕微鏡観察によつて作成した鋼 7, 5 および 6 の等温変態曲線をそれぞれ Figs. 5, 6 および 7 に示す。いずれも初析フェライトは約 700°C ないし 600°C の温度域で形成される。ベイナイトは約 600°C 以下、 M_s 点以上で形成されるが、約 500°C と 600°C の間では変態が完了しなくなる。これら 3 図を比較すると、 0.12% C の鋼 7 のベイナイト変態の終了が 0.22% C の鋼 5, 6 に比べてかなり速くなる以外には有意な差は認められない。

Fig. 8 は鋼 5 の各種温度でのベイナイト変態量と時間の関係を示したものである。ベイナイト変態の開始時間は変態温度によつて大差ないが、中高炭素低合金ベイナイトについて従来から知られているように⁹⁾、等温保持によつて最終的に到達しうる変態量は温度によつて著しく変化する。ここでは 550°C と 525°C でそれぞれ 40% および 60% 以上にベイナイトが形成されず、 450°C になつてはじめて 100% 完全変態することがわかる。

3.3 光学顕微鏡観察

0.12% の炭素を含有する鋼 7 の冷却速度による変態組織の変化を Photos. 1 (a)~(d) に示す。Photo. 1 (a) に示すように水中に焼入れたときは lath 状または針状マルテンサイトの束からなる典型的な低炭素マルテンサイトである。冷却速度がやや遅く $2000^{\circ}\text{C}/\text{min}$ になると 2% 硝酸アルコールに対する腐食の感受性がマル

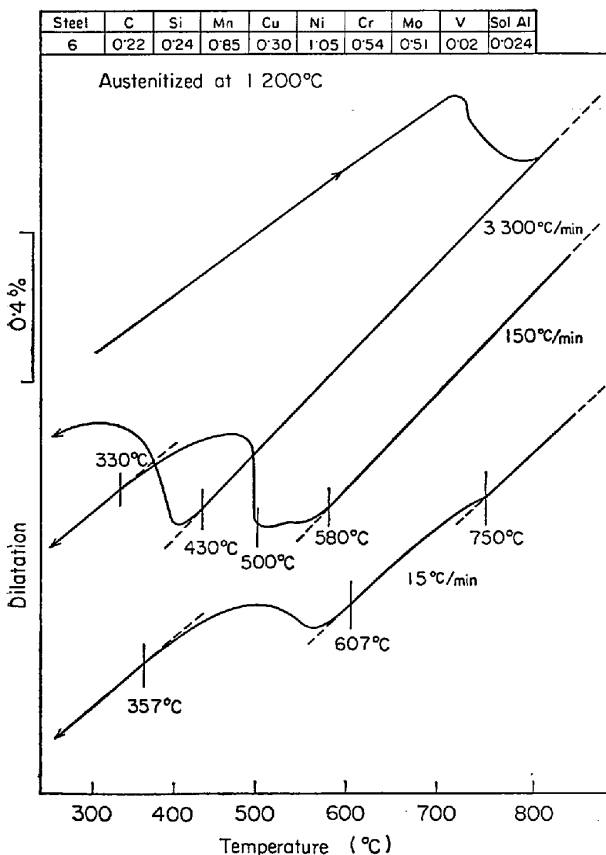


Fig. 4. The variation of the dilatation curve for the Cu-Ni-Cr-Mo-V steel containing 0.22% carbon with cooling rate.

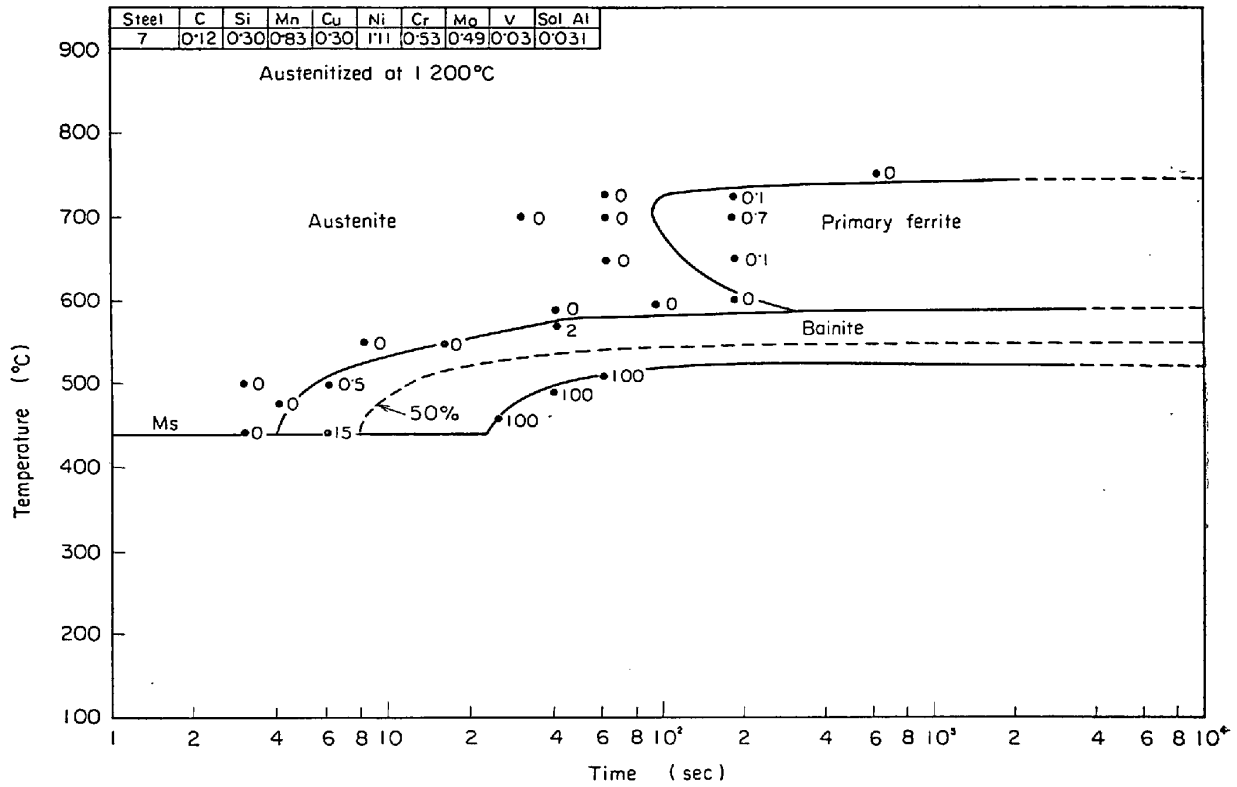


Fig. 5. The TTT diagram for the Cu-Ni-Cr-Mo-V steel containing 0.12% carbon.

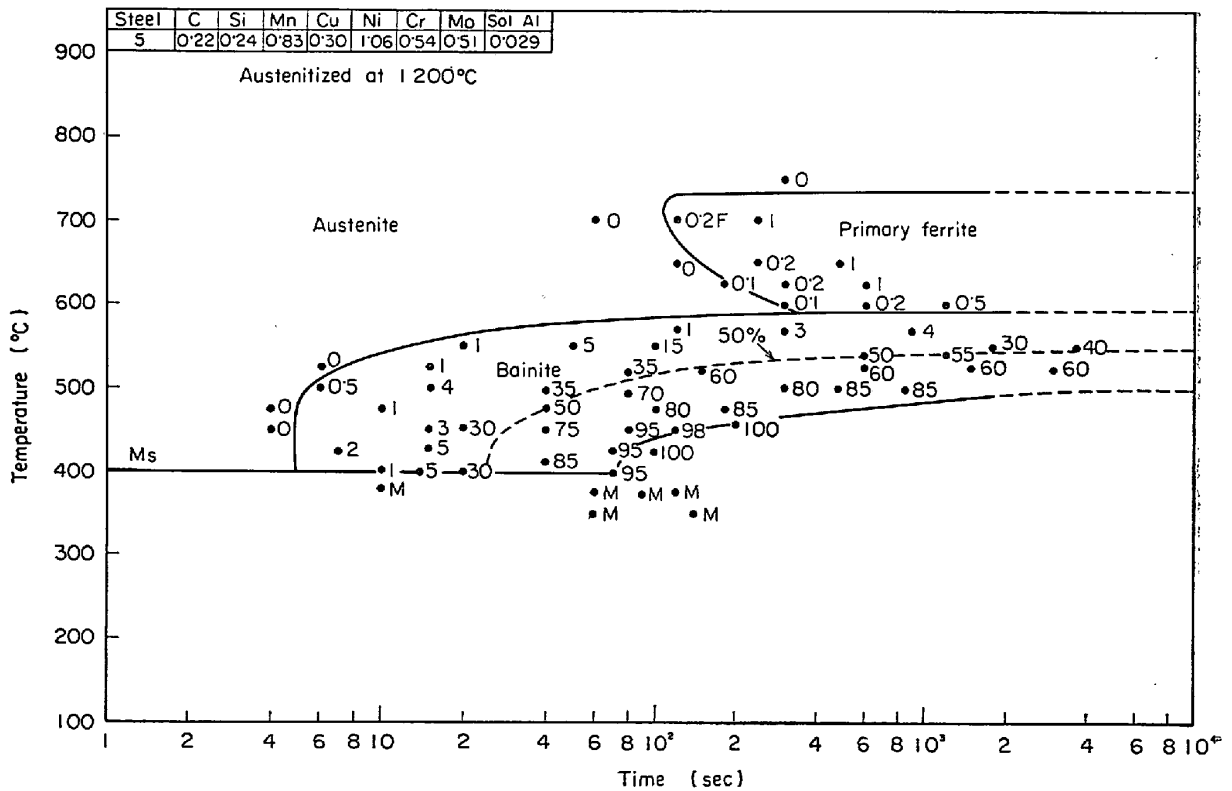


Fig. 6. The TTT diagram for the Cu-Ni-Cr-Mo steel containing 0.22% carbon.

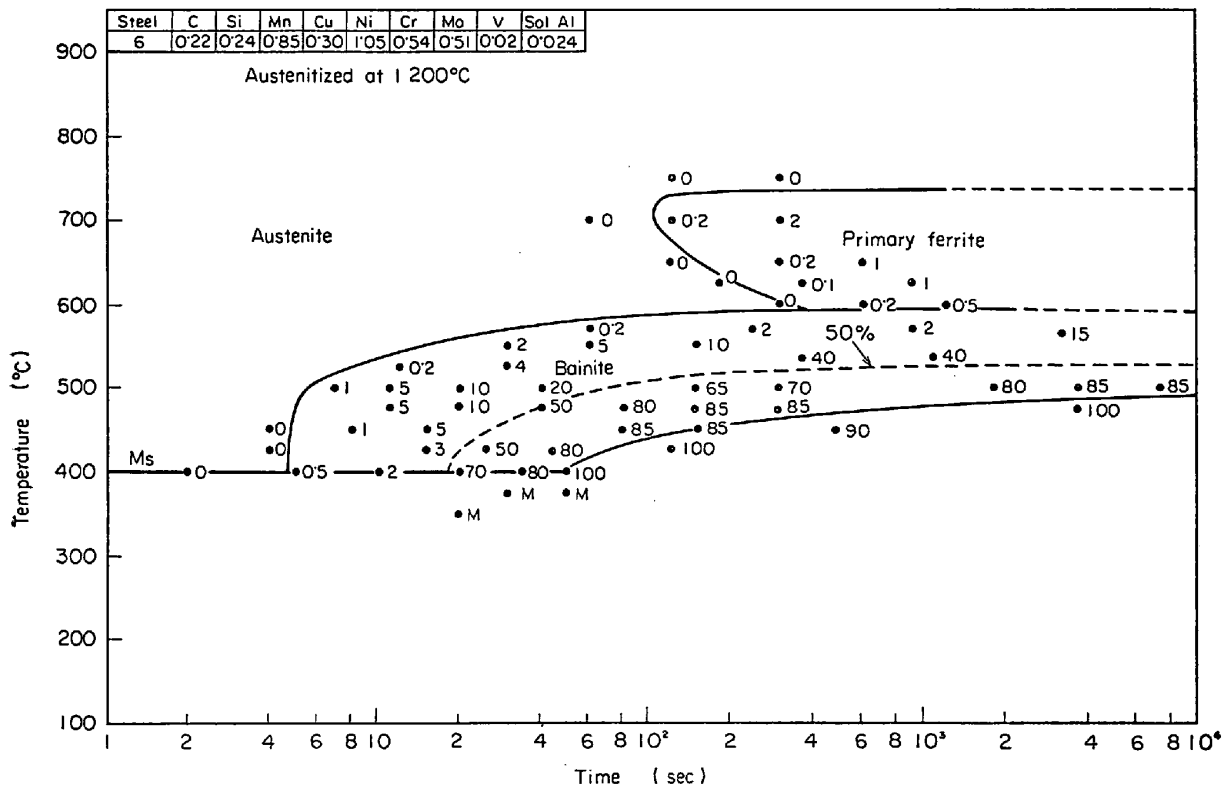


Fig. 7. The TTT diagram for the Cu-Ni-Cr-Mo-V steel containing 0.22% carbon.

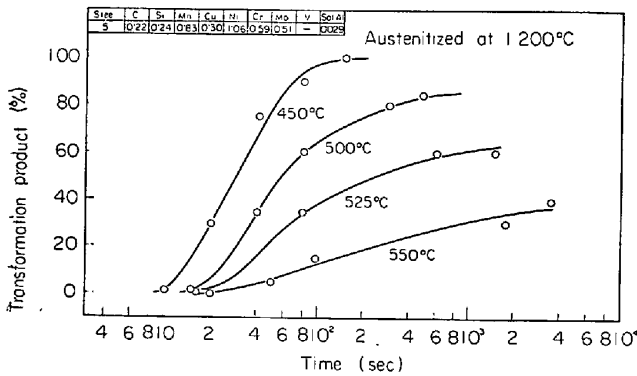


Fig. 8. The fraction transformed in the Cu-Ni-Cr-Mo steel containing 0.22% carbon during isothermal transformation.

テンサイトの場合と若干異なる Photo. 1 (b) のような組織が得られる。280°C/min では、lath 状フェライトの寸法が大きくなり、そのフェライト界面に炭化物反応が認められ、よく知られた上部ベイナイト^{2,3,4)}になる (Photo. 1 (c))、冷却速度がさらに遅くなり 85°C/min では炭化物のない大きな lath 状のベイニティックフェライトが析出し、それらフェライト lath の間に島状にとりのこされた炭素の濃縮した未変態オーステナイトが低温変態生成物 (ベイナイトおよびマルテンサイト) に分解しているように見える (Photo. 1 (d))。

これに対し等温変態の例としては 0.22% の炭素を含み V を含有しない鋼 5 の変態組織を Photos. 2 (a), (b), (c) および (d) に示す。Photo. 2 (a) は 615°C でオーステナイト粒界に形成された不規則な形状の初析フェライトでその内部に亜粒界状の縞模様が認められる。600°C 以下ではベイナイトが形成され、500°C 以上の比較的高温でできたものは一般に細長い形状のベイニティックフェライトとして観察されるが、それにほぼ直角をなす切断面では平行四辺形状に観察されるもので、このベイニティックフェライトは特定の晶癖面と成長方向をもつ lath 状のものであると考えられる (Photo. 2 (b))。475°C で等温変態させると Photo. 2 (c) のように lath 状フェライトの界面に沿って炭化物が析出し典型的な上部ベイナイト組織を示す。しかし、450°C と Ms 点の間で変態したものは、Photo. 2 (d) のように 2% 硝酸アルコールに対する腐食の感受性がマルテンサイトとは異なるが、下部ベイナイトか上部ベイナイトかは区別できない。上部ベイナイトが lath 状であることは研磨面において短い切断面と長い切断面の共存する上の写真からも明らかであるが、Photo. 3 に示すようにほぼ直角な隣接する 2 面上での組織観察によっても確認されている。すなわち、右側の研磨面では長い針状組織として観察されるが、それにほぼ直角をなす切断面では平行四辺形状

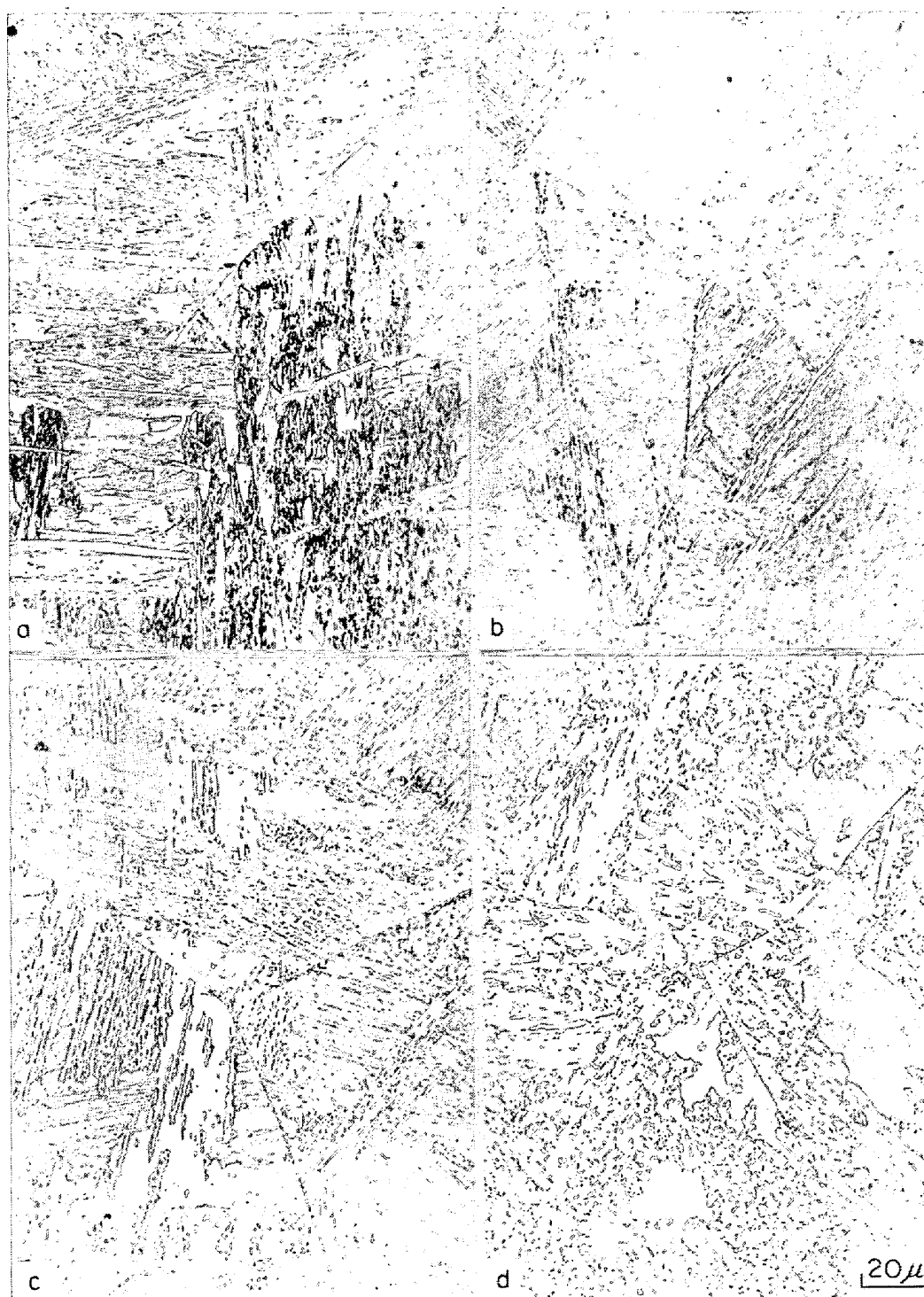


Photo. 1. Optical microstructures of the Cu-Ni-Cr-Mo-V steel containing 0.12% carbon cooled with (a) 10 000°C/min, (b) 2 000°C/min, (c) 280°C/min, (d) 85°C/min.

にみえることがわかる。

3.4 電子顕微鏡観察

Photo. 4 は鋼 5 を 660°C で 15 min 保持し部分変態させたのち水中に焼入れ、未変態オーステナイトをマルテンサイト変態させたもののレプリカ像で初析フェライ

トと前期オーステナイトの界面を示している。初析フェライトはオーステナイト粒界に沿って直線的な成長端をもつて形成され、その内部構造は腐食によつては検出されない。しかし、変態温度を 615°C 近傍に下げると明らかに亜粒界と思われる縞模様がフェライト粒内に認め

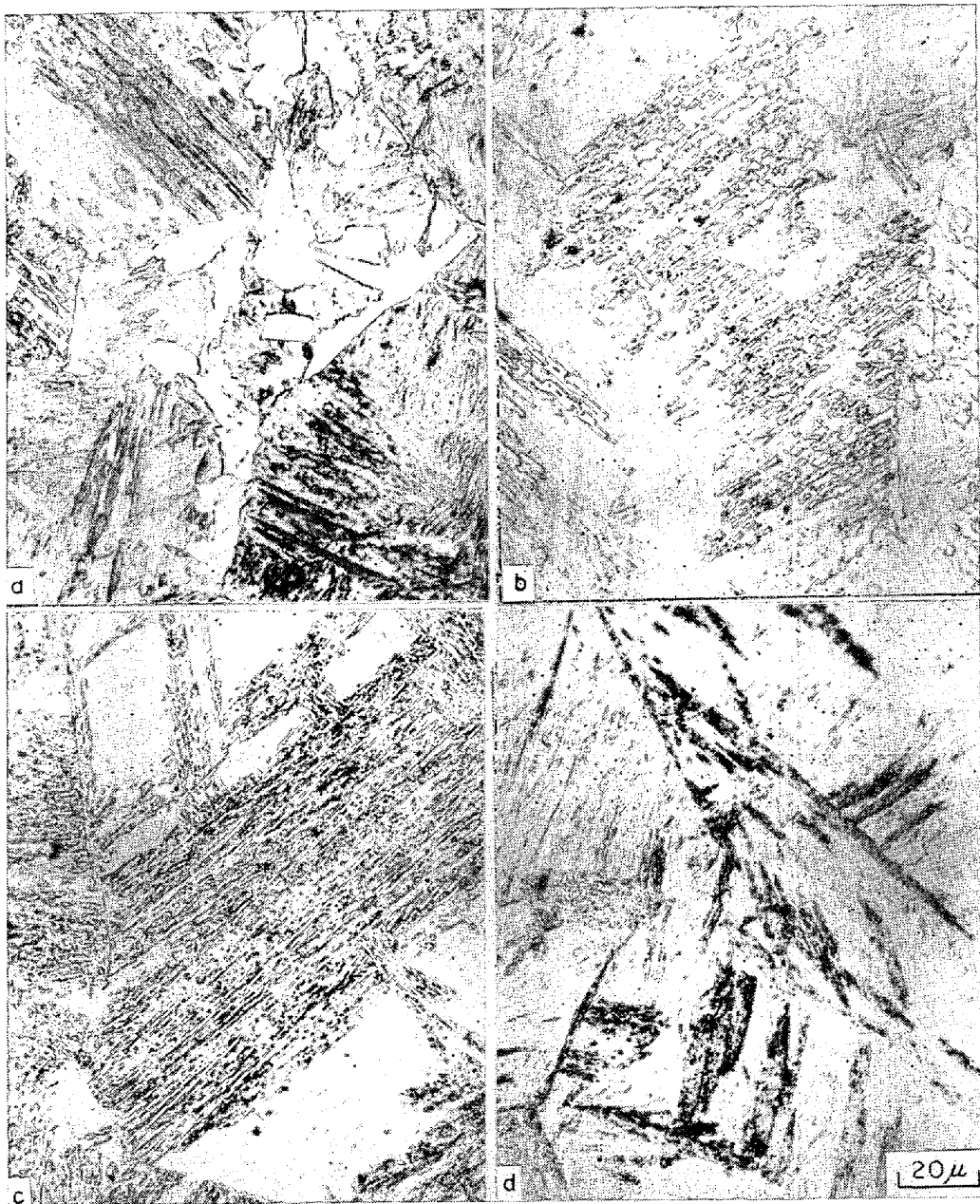


Photo. 2. Optical microstructures of the Cu-Ni-Cr-Mo steel containing 0.22% carbon transformed at (a) 615°C for 60 min, (b) 570°C for 15 sec, (c) 475°C for 40 sec, (d) 400°C for 25 sec.

られ、フェライト粒の形状も不規則になる。しかしこの初析フェライト粒の成長端がその縞模様と平行になっているのは、その内部組織が初析フェライト変態と密接な関係をもつことを示すもので興味深い (Photo. 5)。

これに対し約 500°C 以上のベイナイト変態域では連続冷却変態、等温変態を問わず主としてベイニティックフェライトが形成され光学顕微鏡観察の結果と一致する。

Photo. 6 はこのような組織の一例を示すもので、鋼 7 を 280°C/min で冷却の途中 500°C から水焼入れした

ものであり、平行にならんだ lath 状フェライトの束からなっている。その界面のマルアンスイトは未変態オーステナイトが焼入れ途中に変態したものである。変態温度が 500°C から 450°C の間ではベイニティックフェライトの内部にセメントサイトを析出することもあるが、主として lath の界面に形成される。Photo. 7 (a), (b) は鋼 5 におけるこのような組織を示すもので、460°C における等温変態によつて得られたものである。Photo. 7 (a) は明視野像、(b) はセメントサイトの回折点を用いた暗視野像である。トレース解析の結果、この

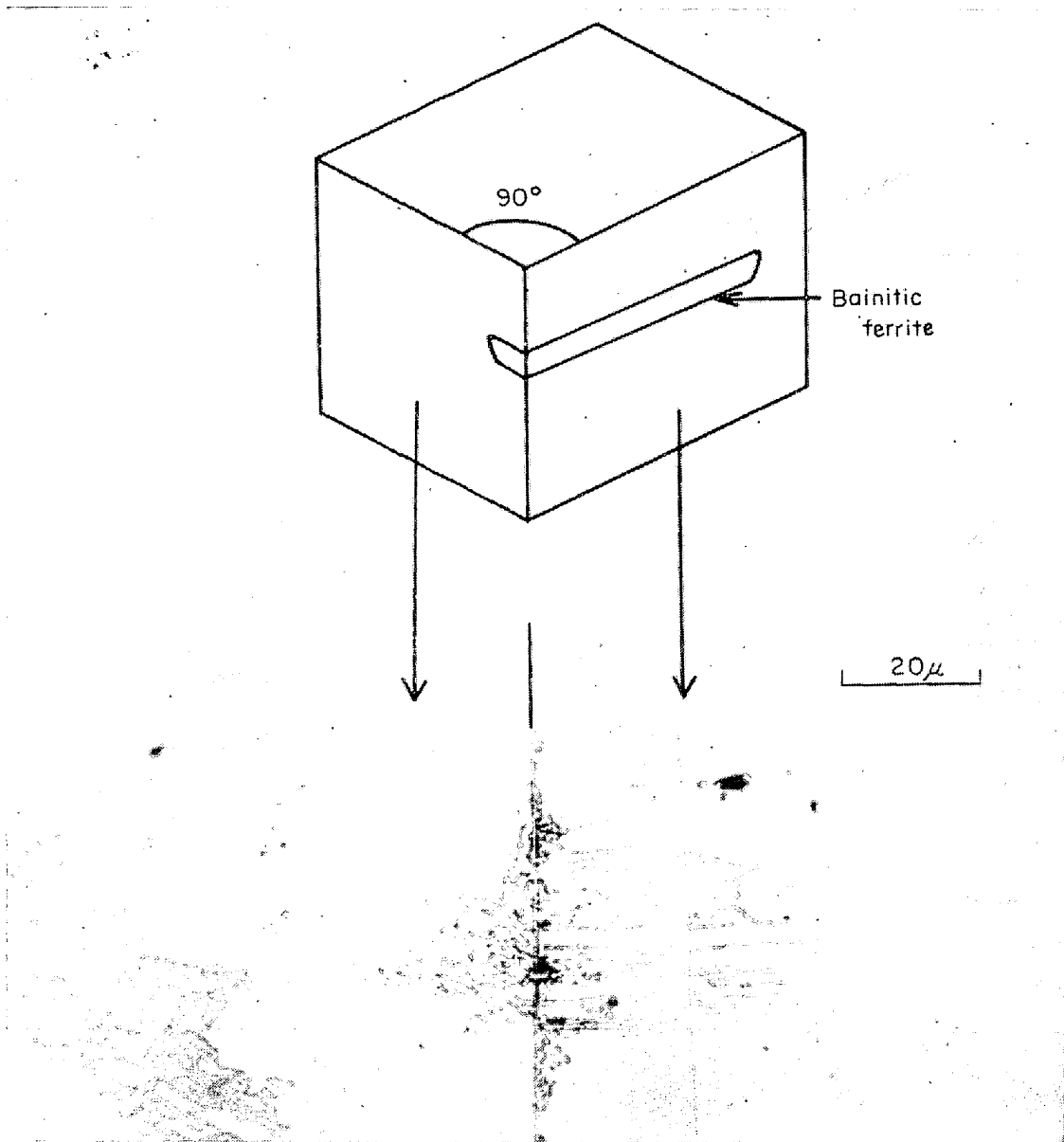


Photo. 3. Composite optical micrograph of the bainitic ferrite formed at 540°C on two adjacent surfaces inclined at about 90° to one another.

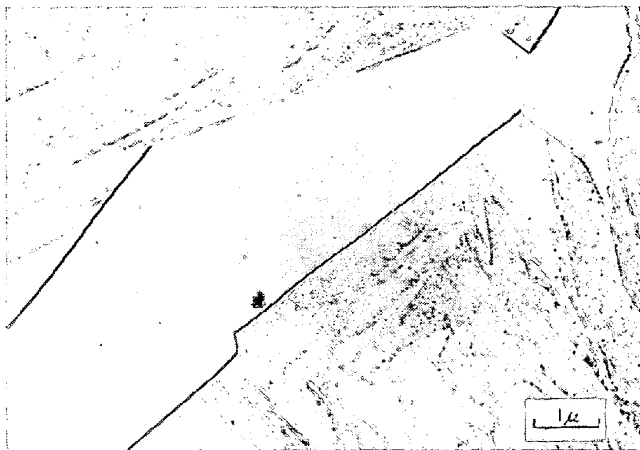


Photo. 4. The primary ferrite in the Cu-Ni-Cr-Mo steel containing 0.22% carbon transformed at 660°C.

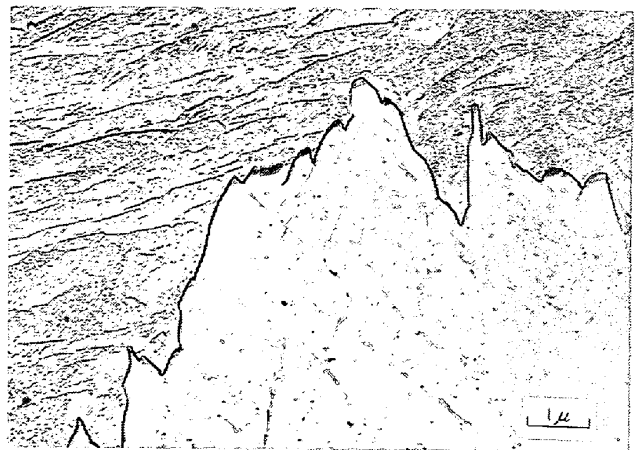


Photo. 5. The primary ferrite in the Cu-Ni-Cr-Mo steel containing 0.22% carbon transformed at 615°C.

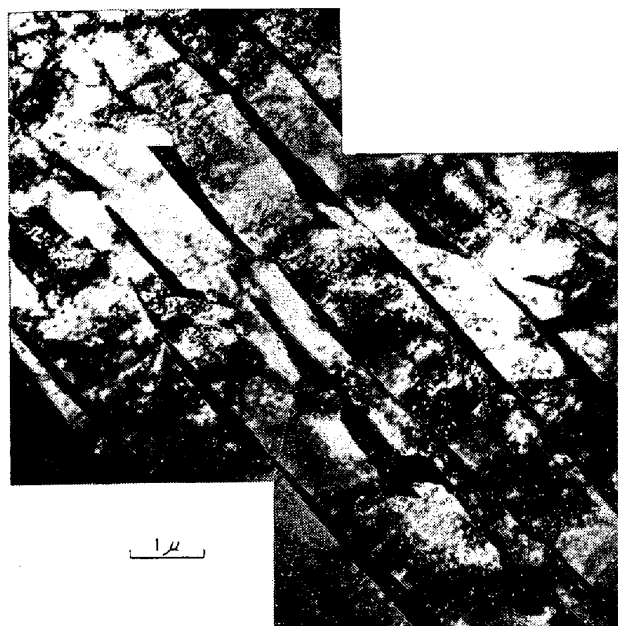


Photo. 6. Bainitic ferrite in the Cu-Ni-Cr-Mo-V steel containing 0.12% carbon cooled from austenite with 300°C/min and quenched into water from 500°C.

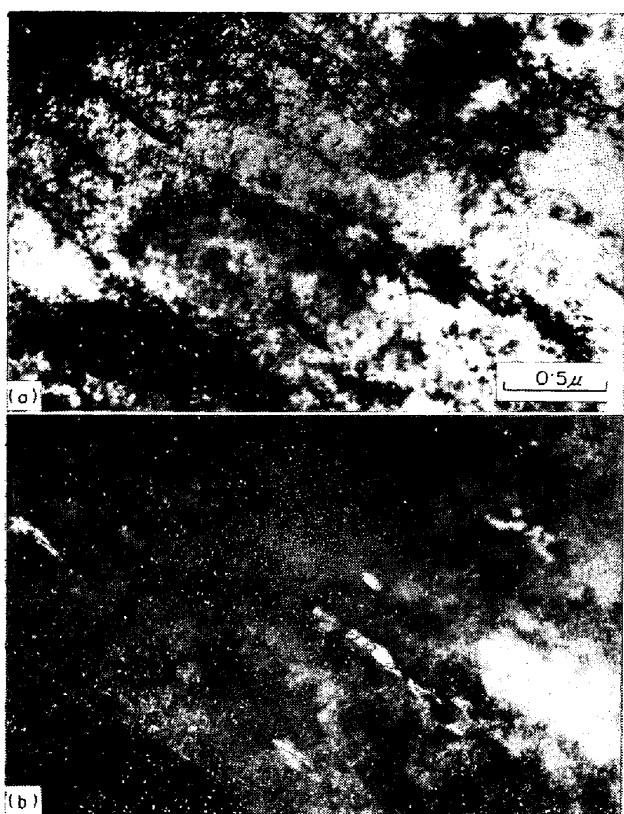


Photo. 7. A typical upper bainite formed at 460°C in the Cu-Ni-Cr-Mo steel containing 0.22% carbon: (a) bright field image, (b) dark field image using a cementite reflection.

ようなベイニティックフェライトは $\langle 111 \rangle_{\alpha}$ の成長方向をもち、晶癖面が $\{110\}_{\alpha}$ の lath 状であることが確認

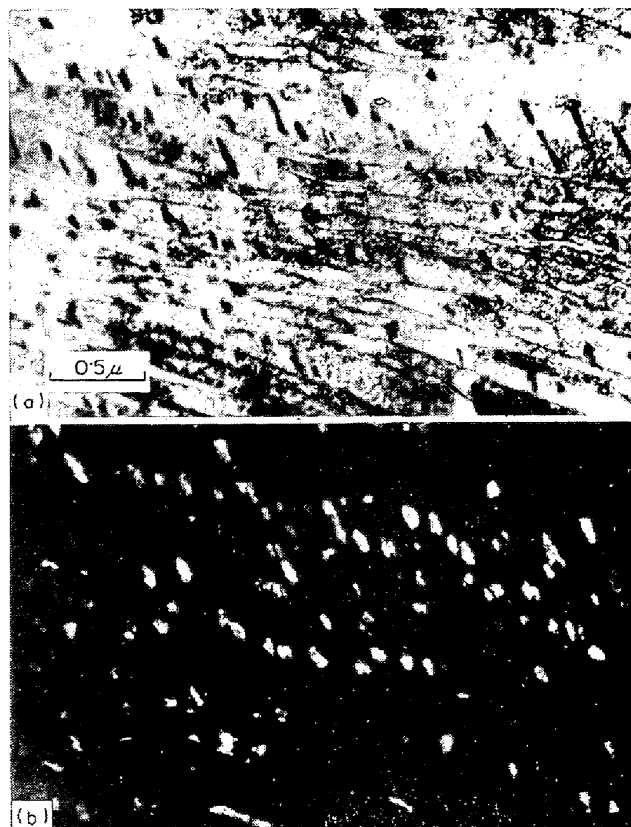


Photo. 8. The bainite formed at 425°C in the Cu-Ni-Cr-Mo steel containing 0.22% carbon: (a) bright field image, (b) dark field image using a cementite reflection.

された。500°C と M_s 点の間、とくに 450°C 以下ではセメンタイトがフェライト内部に析出し、セメンタイト析出の様相は高炭素下部ベイナイトにきわめて類似している。425°C で等温変態した鋼 5 のこのような組織の明視野像とセメンタイト回折点を用いた暗視野像を Photo. 8 (a), (b) に示す。この組織においては微細な板状セメンタイトがフェライト粒の中の特定面上に析出しており、高炭素鋼の下部ベイナイトに類似している。連続冷却の場合にも全く同じような組織がマルテンサイト形成の臨界冷却速度近辺において観察される。その一例として Photo. 9 (a), (b) に明視野像およびセメンタイトの回折点を用いた暗視野像を示した。Photo. 10 は鋼 5 を 450°C で 20 sec 部分変態した場合のこの種のベイナイトと未変態オーステナイト（マルテンサイト）の界面を示すレプリカ像で、セメンタイトがフェライトの成長端で形成されながら変態が進行しているのがわかる。この組織と他のベイニティックフェライトとの相違を調べるために、透過電子顕微鏡写真とその制限視野電子回折像を用いてフェライトの晶癖面と成長方向を同時に 1 つのステレオ投影図の上で求めた (Fig. 9)。これよりフェライトに関するかぎりこの組織は上部ベイナイ

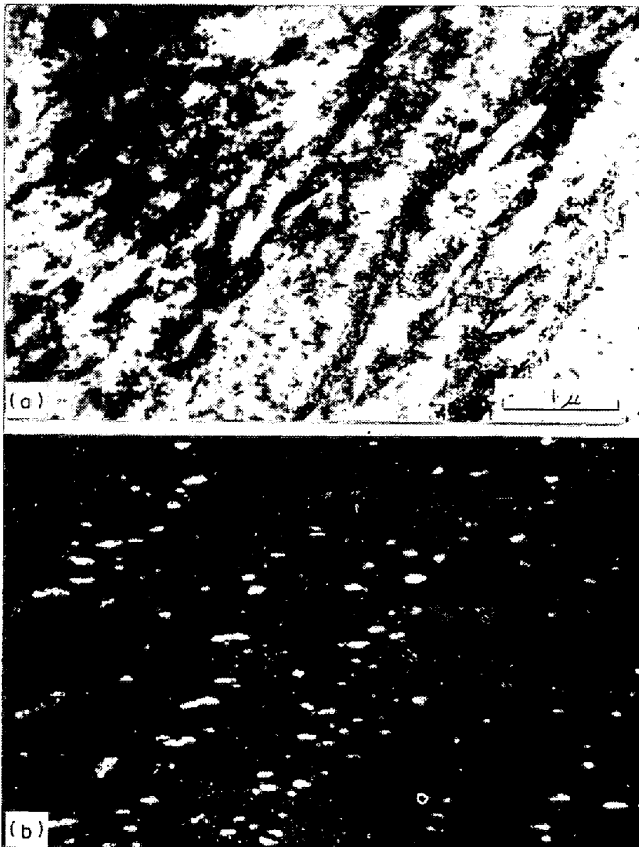


Photo. 9. The bainite formed in the Cu-Ni-Cr-Mo-V steel containing 0.12% carbon during the continuous cooling with 1200°C/min: (a) bright field image, (b) dark field image using a cementite reflection.



Photo. 10. The interface between the bainite formed at 450°C and the untransformed austenite in the Cu-Ni-Cr-Mo steel containing 0.22% carbon.

と全く同じ $\langle 111 \rangle_{\alpha}$ の成長方向と $\{110\}_{\alpha}$ の晶癖面をもつ lath 状であることがわかった。

冷却速度がさらに速くなると完全なマルテンサイトになるが M_s 点が 400°C から 440°C と比較的高いため

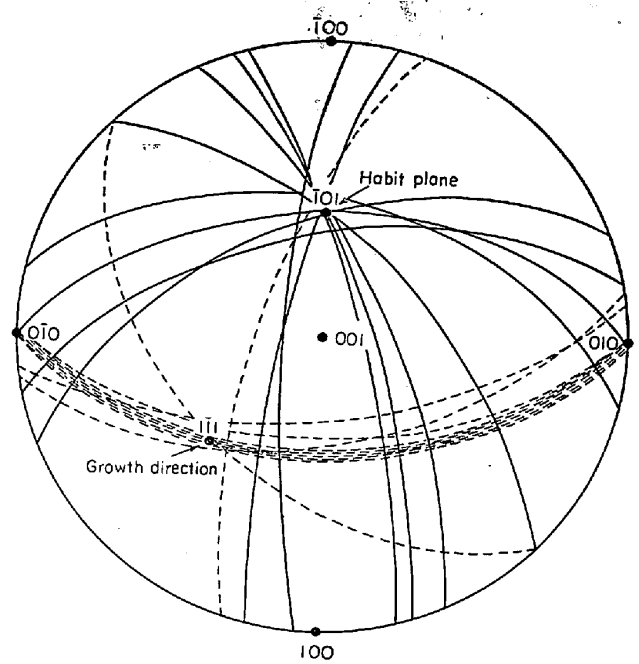


Fig. 9. The habit plane and the growth direction of the bainite laths formed in the temperature range between 450°C and M_s temperature.

Photo. 11 (a), (b) のように autotemper されてセメンタイトの析出が観察される。これは典型的な低炭素 lath マルテンサイトであり、上述のベイナイトとの区別はそのセメンタイト析出の形態以外にはない。すなわち 500°C から 450°C で変態するとセメンタイトはフェライト内の特定面と lath の界面、450°C と M_s 点の間ではフェライトの特定面上のみに析出するがマルテンサイト中ではその内部の4つの等価な $\langle 111 \rangle_{\alpha}$ 方向に伸びたセメンタイトが観察され $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態後に析出したことがわかる。このマルテンサイトもトレース解析の結果、従来から知られているように $\langle 111 \rangle_{\alpha} \{110\}_{\alpha}$ の晶癖をもつことが確認された (Fig. 10)。

このようなベイナイトの lath の厚さは変態温度によってかなり変化しており、一例として鋼5の各温度における変態完了時または変態未完了のものについては 1 hr 保持後の lath の厚さと変態温度の関係を電子顕微鏡写真から測定し Fig. 11 に示した。これより変態温度の低下につれてベイナイトの厚さは急激に薄くなるが、425°C 以下ではほとんど変化しなくなることがわかる。

3.5 硬度測定結果

連続冷却変態組織の硬さは Figs. 1, 2 および 3 に示すように冷却速度が速くなるにつれて上昇する。

一方、等温変態の場合は、比較的低温で形成されたベイナイトを除いて、約 500°C 以上では変態が完了せず、

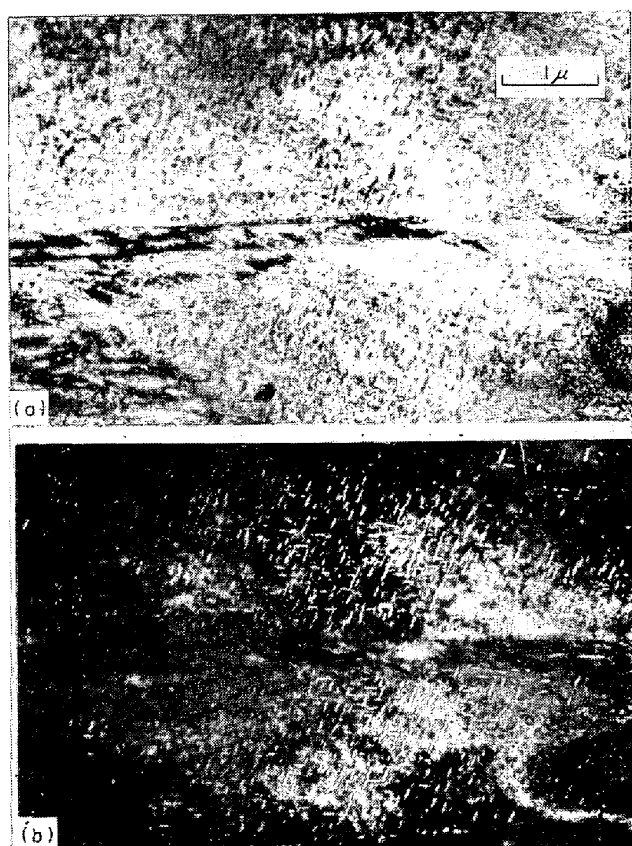


Photo. 11. Autotempered martensite in the Cu-Ni-Cr-Mo-V steel containing 0.12% carbon: (a) bright field image, (b) dark field image using a cementite reflection.

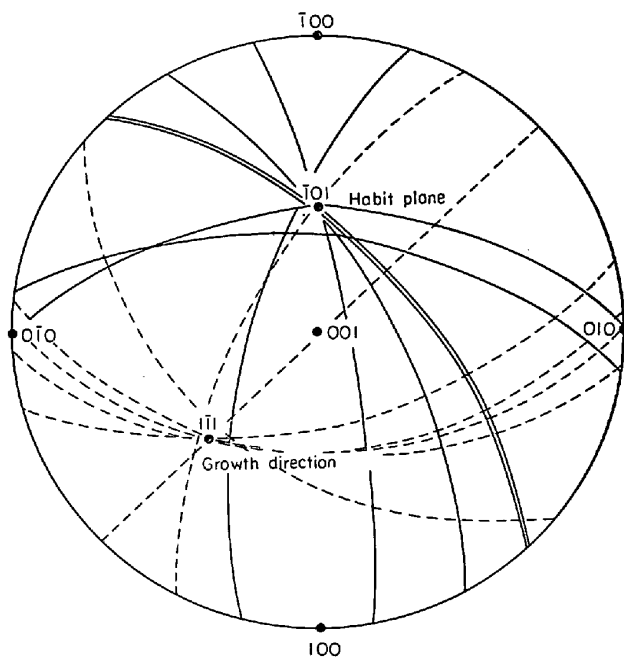


Fig. 10. The habit plane and the growth direction of the low carbon martensite.

それにつづく水焼入れのためにマルテンサイトとの混合組織となり硬度は上昇する. Fig. 12 は鋼5および鋼6

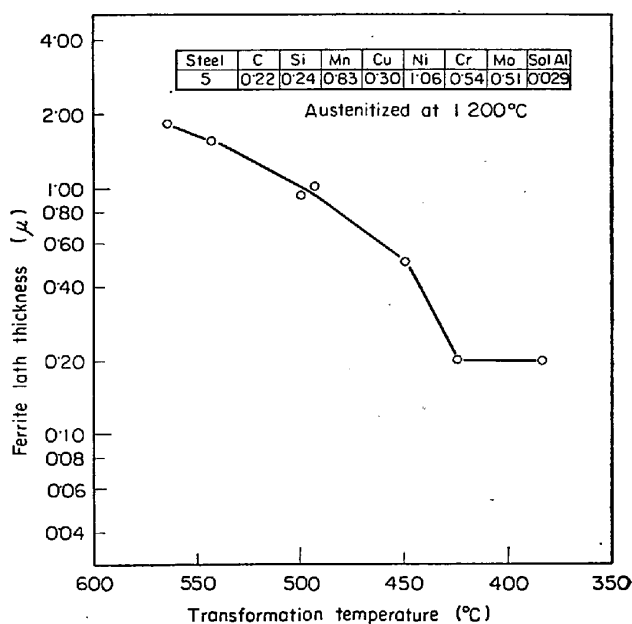


Fig. 11. The effect of the transformation temperature on the thickness of the bainite in the Cu-Ni-Cr-Mo steel containing 0.22% carbon.

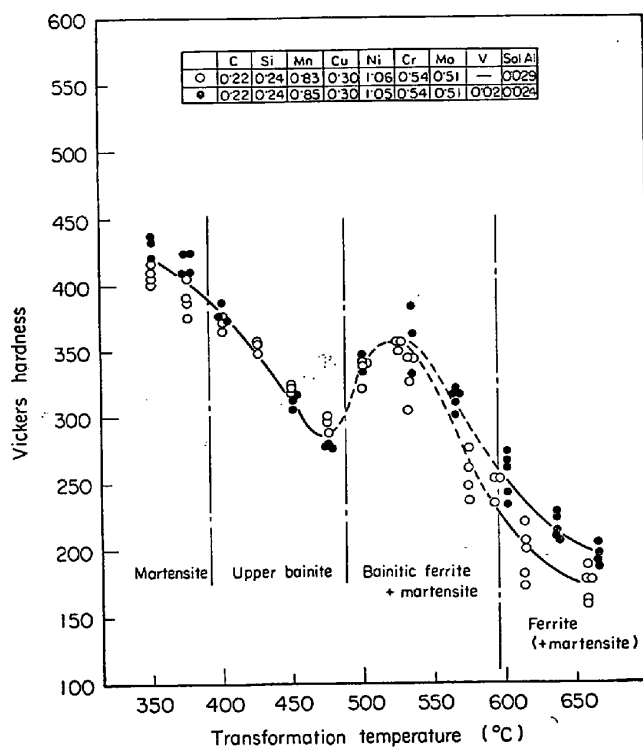


Fig. 12. The results of the hardness measurements for the Cu-Ni-Cr-Mo and Cu-Ni-Cr-Mo-V steels containing 0.22% carbon.

の硬度測定の結果で、変態の完了したものはその時点で、完了しないものは2時間等温保持後水焼入れして測定した。

475°C以下の低温側では変態温度の降下につれて単調

に硬度が上昇する。しかしこれより高温のベイニティックフェライトの析出領域で著しい硬化を示し、フェライト lath 間の未変態オーステナイトが焼入れ時にマルテンサイト変態したことを示している。600°C 以上では塊状フェライトが形成されるため微小硬度の測定は比較的容易になり、高温になるにつれて軟化するが V 添加した鋼 6 の軟化が遅れることがわかる。

4. 考 察

600°C から M_s 点までの間の等温変態で形成されるベイナイトは、いずれも $\langle 111 \rangle_\alpha$ 方向に長く $\{110\}_\alpha$ なる晶癖面をもつ lath 状であり、 M_s 点が 350°C 以上の低炭素鋼⁹⁾や Fe-Ni 合金¹⁰⁾のマルテンサイトの形状と一致する。このような晶癖をもつ Ni-Cr 系のステンレス鋼中のマルテンサイトの形成は VENABLES¹¹⁾によつて、オーステナイト $\rightarrow \epsilon$ マルテンサイト $\rightarrow \alpha'$ マルテンサイトという分解過程で説明され、後にマルテンサイトの現象論を用いて KELLY¹²⁾によつて不均一迂りが $(111)_\gamma [211]_\gamma$ で起こるとして解析された。CHILTON ら¹³⁾も低炭素マ

ルテンサイトの双晶関係にある lath 間の結晶方位を詳細に検討することによつて決定した KURDJUMOW-SACHS の関係¹⁴⁾、さらには一表面トレース解析によつて求めた lath 状フェライトの晶癖などが上述の KELLY の仮説¹²⁾によつて矛盾なく説明できることを示している。この不均一迂りの方向は SHOCKLEY の部分転位のバーガースベクトルの方向に一致し、低炭素 lath マルテンサイトや本実験における $\langle 111 \rangle_\alpha [110]_\alpha$ 晶癖のベイナイトが、鉄原子に関するかぎり、積層欠陥を伴つた $(111)_\gamma$ 面上での部分転位の運動によつて ϵ マルテンサイト構造 (六方晶) を経て体心立方構造になることを示唆している。これに対し高炭素鋼において、350°C 以下で形成される高炭素鋼の下部ベイナイトは irrational な晶癖面をもつ板状フェライトからなり^{2, 15, 16)} マルテンサイトの現象論を用いると完全転位の二重迂り¹⁵⁾、あるいは単一迂り¹⁶⁾で説明できることが示された。したがつて lath 状のフェライトになるか板状のフェライトになるかはオーステナイトにおける転位の拡張の容易さ、すなわち、積層欠陥エネルギーおよびその形成温度に依存すると考えられ

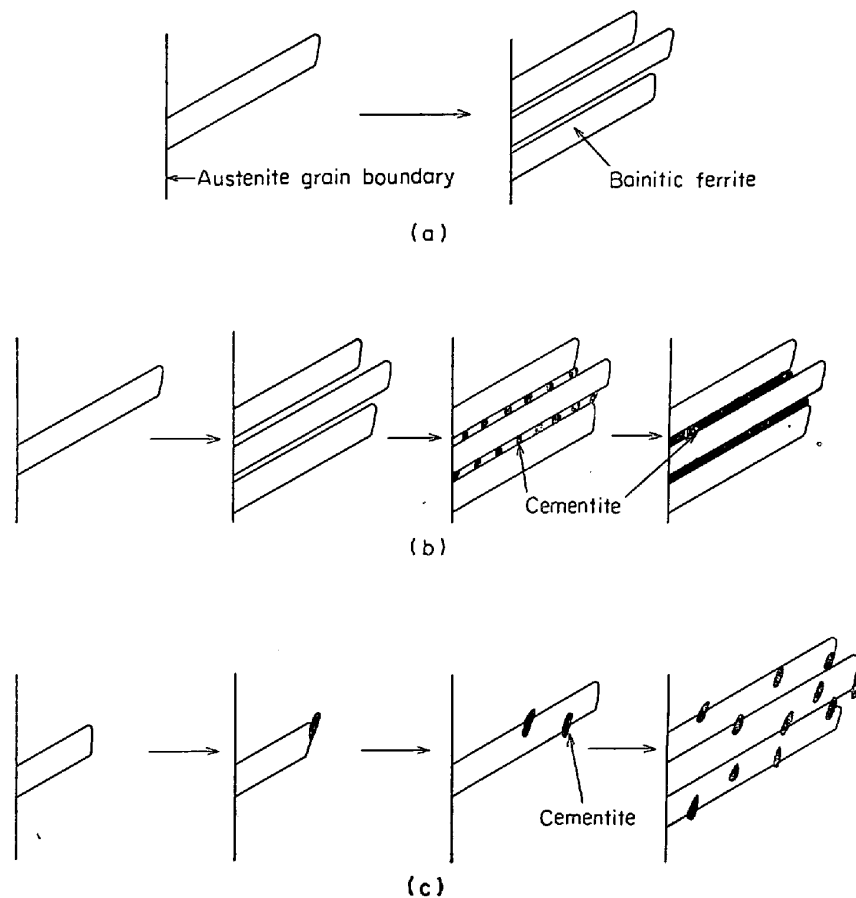


Fig. 13. The schematic representation of the bainite formations occurring in the temperature range between (a) 600°C and 500°C, (b) 500°C and 450°C, (c) 450°C and M_s .

る。したがって、上部ベイナイトと下部ベイナイトをフェライトの形態で分類する立場をとれば今回観察されたベイナイトは、すべて上部ベイナイトに分類するのが妥当であろう。

しかしながら、セメンタイトは 600°C ~ 500°C の比較的高温では析出せず、500°C ~ 450°C の中温度域では主としてフェライト lath の界面に形成され、 M_s 点近傍では下部ベイナイトのようにフェライト内の特定面上に観察される。この差異はフェライト変態の速度とオーステナイト中での炭素原子の拡散速度の関係に依存すると考えられ、それを Fig. 13 に模式的に示した。すなわち、高温ではフェライト lath の成長端のオーステナイト側で炭素濃度が高くなつても、すぐにオーステナイト地の中に拡散される結果、 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態はこの拡散によつて律速される¹⁷⁾が、炭素原子の富化によりオーステナイトが安定化されると変態は停止する。中温度域では高温の場合に比べて変態の駆動力が大きくなる結果、フェライト量が増加し未変態オーステナイト中の炭素濃度が高くなつて lath の界面にセメンタイトを析出する。さらに低温側では変態の駆動力がより増大し、変態速度が大きくなる (Figs. 5, 6, 7 参照) にもかかわらず炭素原子の拡散は逆に遅くフェライト lath の成長端のオーステナイト側に堆積する。このためフェライトとオーステナイトの界面のオーステナイト側でセメンタイトの析出とそれにつづくフェライトの成長が起こり、下部ベイナイトに類似した組織になると考えられる。これらのベイナイトを便宜上、ベイナイト I 型 (炭化物反応を伴わないベ

イニティックフェライト)、II 型 (フェライト lath の界面にセメンタイトを析出した典型的な上部ベイナイト) および III 型 (フェライトの成長端でセメンタイトを析出し下部ベイナイトに類似しているが $\langle 111 \rangle_\alpha \{ 110 \}_\alpha$ の晶癖をもつベイナイト) と分類し、その形成領域を鋼 6 の連続冷却および等温変態図に模式的に記入し、それぞれ Fig. 14 および Fig. 15 に示した。連続冷却の場合、V 処理鋼では上部ベイナイトの開始温度が 600°C 近傍でほぼ一定であるためベイナイト域では常に I 型が出現するが、冷却速度が大きいと、その形成量が少なく III 型が大勢を占めるため Photo. 7 に観察されたような組織となる。中程度の冷却速度では、まず最初に I 型のベイニティックフェライトが形成され、その後フェライト lath とセメンタイト層が交互に形成された II 型ベイナイトを生ずる。これは Fig. 4 の熱膨張測定で 150°C/min の冷却速度に認められるように、はじめにオーステナイト中での炭素の拡散によつて律速されたゆるやかな I 型の反応が起こり、ついで 500°C 以下でセメンタイト析出によつて律速された II 型の反応に移ることからもわかる。

5. 結 論

低炭素低合金張力鋼の変態組織を主として電子顕微鏡および光学顕微鏡によつて観察し、次のような結果を得た。

1) ベイナイト組織は、600°C 以下で形成され、その組織の形態と変態温度によつて 3 種類に大別される。これを便宜上、I, II, III 型と名づけた。

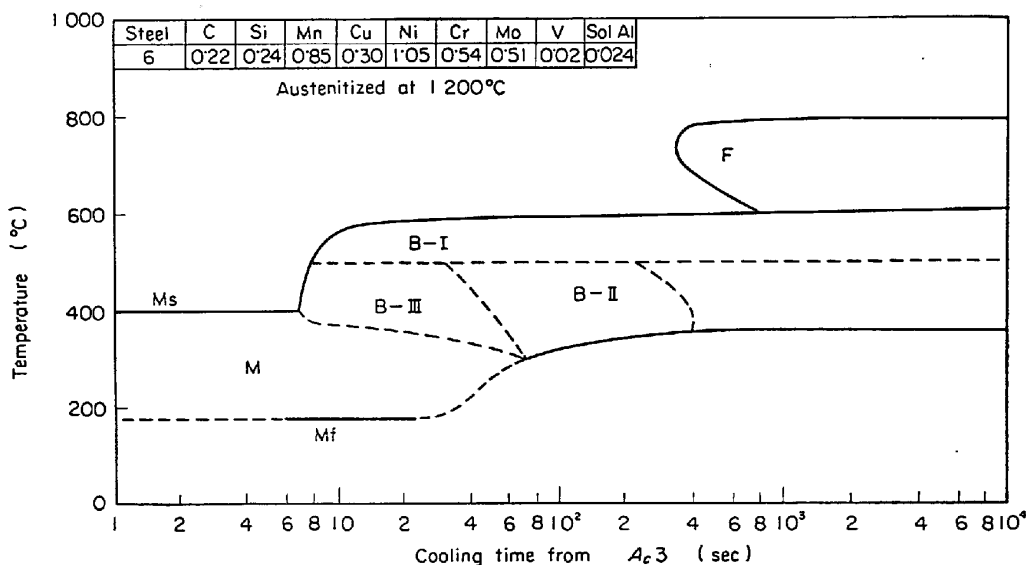


Fig. 14. The schematic representation of the temperature ranges where 3 types of bainite formed in the Cu-Ni-Cr-Mo-V steels containing 0.22% carbon during continuous cooling.

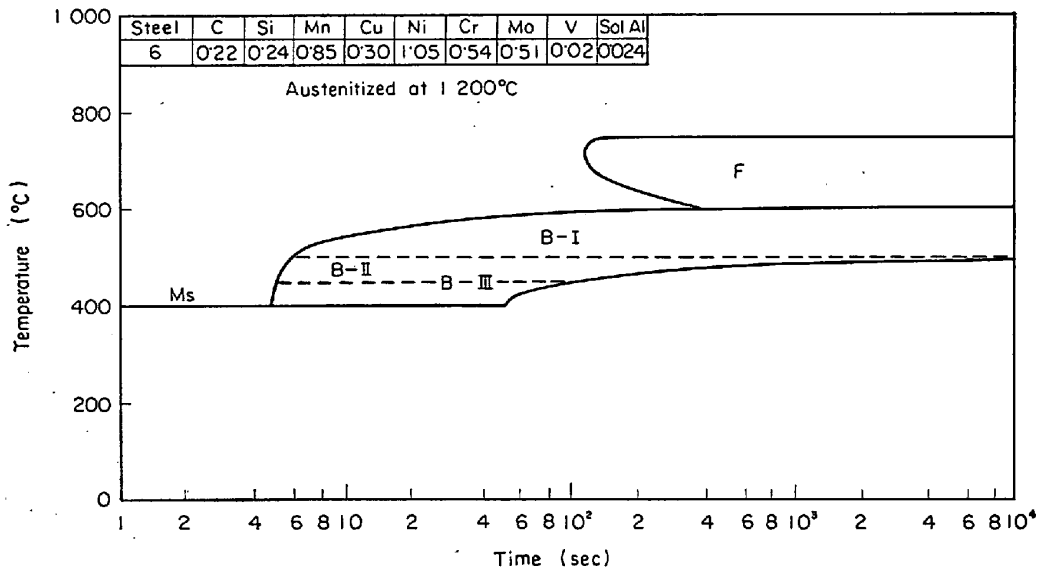


Fig. 15. The schematic representation of the temperature ranges where 3 types of bainite formed in the isothermally transformed Cu-Ni-Cr-Mo-V steel containing 0.22% carbon.

2) I型ベイナイトは、炭化物析出を伴わないベイニティックフェライトで 600°C と 500°C の間で形成される。

3) II型ベイナイトは、lath 状フェライトの界面にセメントイト析出を伴い、等温変態では 500°C と 450°C の間、連続冷却では中程度の冷却速度で I 型につづいて成形される。

4) III型ベイナイトは、等温変態では 500°C と M_s 点の間、連続冷却ではベイナイト形成の臨界冷却速度近傍で形成され、フェライト lath 内の特定面にセメントイトを析出し、セメントイトの様相は高炭素鋼の下部ベイナイトに類似している。

5) 連続冷却変態組織において、ベイナイトの様相に大きな差異を生ずる冷却速度は II 型と III 型の境界に対応する。

6) これらのベイナイトは、いずれも成長方向が $\langle 111 \rangle_\alpha$ 、晶癖面が $\{110\}_\alpha$ の lath 状であり、上部および下部ベイナイトの分類の基準をフェライトの形態におくかぎりにおいて上部ベイナイトとみなすのが適当である。

7) IIIベイナイトの炭化物析出は下部ベイナイトに類似しているが、フェライトの形態と晶癖が下部ベイナイトと根本的に異なっている。

8) I型～III型のセメントイト析出の有無と様相の変化はフェライト lath の成長と炭素のオーステナイト中における拡散の相対的關係によつて説明できる。

9) ベイナイトの厚さは変態温度の低下とともに薄く

なり硬度は上昇する。

謝 辞

本実験の公表を許可された、住友金属工業株式会社、中央技術研究所長、住友元夫博士に深く感謝いたします。

文 献

- 1) D. S. DAVENPORT and E. C. BAIN: Trans. Met. Soc. AIME, 90 (1930), p. 117
- 2) Y. OHMORI and R. W. K. HONEYCOMBE: Proc. Int. Conf. Sci. Tech. Iron and Steel, Tokyo, (1970)
- 3) 清水, 康, 西山: 日本金属学会誌, 27 (1963), p. 506
- 4) R. H. GOOGENOW, S. MATAS, and R. F. HEHEMAN: Trans. Met. Soc. AIME, 227 (1963), p. 651
- 5) D. N. SHACKLETON and P. M. KELLY: Acta Met., 15 (1967), p. 979
- 6) G. R. SRINIVASAN and C. M. WAYMAN: Acta Met., 16 (1968), p. 607
- 7) F. B. PICKERING: Symposium on Transformation and Hardenability in Steels, Michigan, (1967), p. 109
- 8) (討論会討論) 松田: 鉄と鋼, 56 (1970), 10, 1427 [講演 (松田: 鉄と鋼, 56 (1970) 4, S303) に対する荒木の質問に対する回答]
- 9) S. J. MATAS and R. F. HEHEMAN: Trans. Met. Soc. AIME, 221 (1961), p. 179
- 10) R. F. MEHL and D. W. SMITH: Trans. Met. Soc. AIME, 113 (1934), p. 203
- 11) J. A. VENABLES: JISI, 198 (1961), p. 165

-
- 12) P. M. KELLY: *Acta Met.*, 13 (1965), p. 635
13) J. M. CHILTON, C. J. BARTON, and G. R. SPEICH: *JISI*, 208 (1970), p. 184
14) G. V. KURDJUMOW and G. SACHS: *Z. Phys.*, 64 (1930), p. 325
15) G. R. SRINIVASAN and C. M. WAYMAN: *Acta Met.*, 16 (1968), p. 621
16) Y. OHMORI, to be published in *Trans ISIJ*
17) M. HILLERT: *Proc. Int. Conf. Sci. Tech. Iron and Steel*, Tokyo, (1970)
-