

論 文

UDC 669.14.018.295 : 539.4.016.3 : 620.186.4

高張力鋼の変態組織と靱性*

大谷 泰夫**・寺崎富久長***・邦武 立郎***

The Microstructure and Toughness of High Tensile Strength Steels

Hiroo OHTANI, Fukunaga TERASAKI, and Tatsuro KUNITAKE

Synopsis:

The impact properties of some high tensile strength steels were investigated in relation to the austenite grain size and the cooling rate.

The results showed the existence of optimum cooling rates for the transition temperature. The optimum cooling rate depended on the hardenability of steels, and as the austenitizing temperature was raised it shifted to the lower cooling rate.

The electron microscopic observation revealed that the structure with superior impact properties was the duplex martensite-bainite structure. The morphology of carbide in this bainite was similar to that in the lower bainite, but the trace analysis for such bainite revealed that it had the same lath-like morphology with a $\langle 111 \rangle_{\alpha} \{110\}_{\alpha}$ as that in the upper bainite and the lath martensite. (This bainite in a low-carbon low-alloy steel was named as Bainite-III type in a previous paper.)

The orientation measurements of facet pit and fracture surface clarified that the cleavage plane was $\{100\}$. Based on the direct observation of fracture surface by scanning electron microscope, the unit crack path was defined. The unit crack path showed experimentally a better correlation to the transition temperature than the austenite grain size.

These results suggested that the role of bainite in the duplex structure was the partitioning of austenite grain prior to the martensite transformation.

(Received Apr. 10, 1971)

1. 緒 言

鋼の靱性を組織との関連において把握しようとする試みは、従来数多く行なわれており、一般的にはオーステナイト粒度や変態生成物の組織を微細化することにより低温靱性が向上することが知られている^{1)~15)}。なかでも焼もどしマルテンサイトは良好な強度と靱性を有するので、焼入れ焼もどしを行なう調質型高張力鋼が多く使用されてきている¹⁶⁾。しかしながら調質高張力鋼においては、靱性を支配する因子は明確ではなく、オーステナイト粒度依存性も鋼種により異なっている⁵⁾。これは低炭素低合金鋼においては、完全焼入れ組織(100% マルテンサイト)を得ることが容易ではなく¹⁷⁾、靱性に対する複雑な組織の寄与を無視しえないことも一原因である。

本実験は、焼入性の異なる 2, 3 の低炭素低合金高強度鋼の連続冷却により得られた各種変態組織について、詳細に衝撃性質を検討した。この結果、上位臨界冷却速

度近傍の冷却速度で得られるマルテンサイトとベイナイトの混合組織において、衝撃性質が最も良好となることを見いだした。そこで良好なる衝撃性質を有する混合組織中のベイナイトの形態および存在状態を明らかにするとともに、シャルピー破面について、走査電顕を用いて破面とその断面方向から観察を行ない、破面構成の様相と組織の直接対応から靱性に寄与する因子を抽出しようと試みた。その結果、2, 3 の興味ある知見を得たので報告する。

2. 実験方法

2.1 供試鋼

供試鋼の化学成分を Table 1 に示す。鋼 N は、Ni-Mo-V 系の 60 キロ級高張力鋼である。鋼 7 および 8

* 昭和45年10月本会講演大会にて発表
昭和46年4月10日受付

** 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. Chemical compositions of steels used.

steel	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	B	Ti	Sol. Al
N	0.15	0.34	1.25	0.027	0.017	0.03	0.19	0.02	0.13	0.03	—	—	0.032
7	0.12	0.30	0.83	0.004	0.005	0.30	1.11	0.53	0.49	0.03	—	—	0.038
8	0.14	0.26	0.89	0.004	0.005	0.27	1.04	0.54	0.50	0.03	0.004	0.03	0.044

は、Cu-Ni-Cr-Mo-V 系の 80 キロ級高張力鋼であり、鋼 8 には、B が添加されている。圧延条件を一定にして、熱間圧延により 7 mm 厚に圧延して以下の実験に供した。

2.2 熱処理および機械的性質

オーステナイト結晶粒度を変えるために、加熱温度を 900~1200°C とした。連続冷却時の冷却速度を種々変えることにより (800~500°C の平均冷却速度範囲は、200°C/sec~0.0075°C/sec である。) マルテンサイト、ベイナイト、フェライト+パーライトの各種変態組織を得た。これらの組織の連続冷却のまま、および 650°C × 1hr の焼もどしを行なったものについて、機械的性質を測定した。引張試験は平行部の形状が 4t×6×30 mm

の試験片を用いて、インストロン引張試験機により行なった。衝撃試験は 5×10×55 mm (2 mm V ノッチ) のサブサイズシャルピー試験片を用いた。

2.3 組織観察

熱処理材は 2% ナイタルにより腐食を行ない、光学顕微鏡により組織観察を行なった。微細組織の観察には、リン酸-クロム酸電解液を用いて薄膜を作成し、HU-200 (加速電圧 200 kV) により直接観察を行なった。マルテンサイトおよびベイナイトについては、トレース解析により晶癖面と成長方向を求めた。

2.4 CCT 曲線

各種の冷却速度で冷却した場合の組織変化を調べるために、連続冷却時の変態を測定した。用いた装置は Leitz

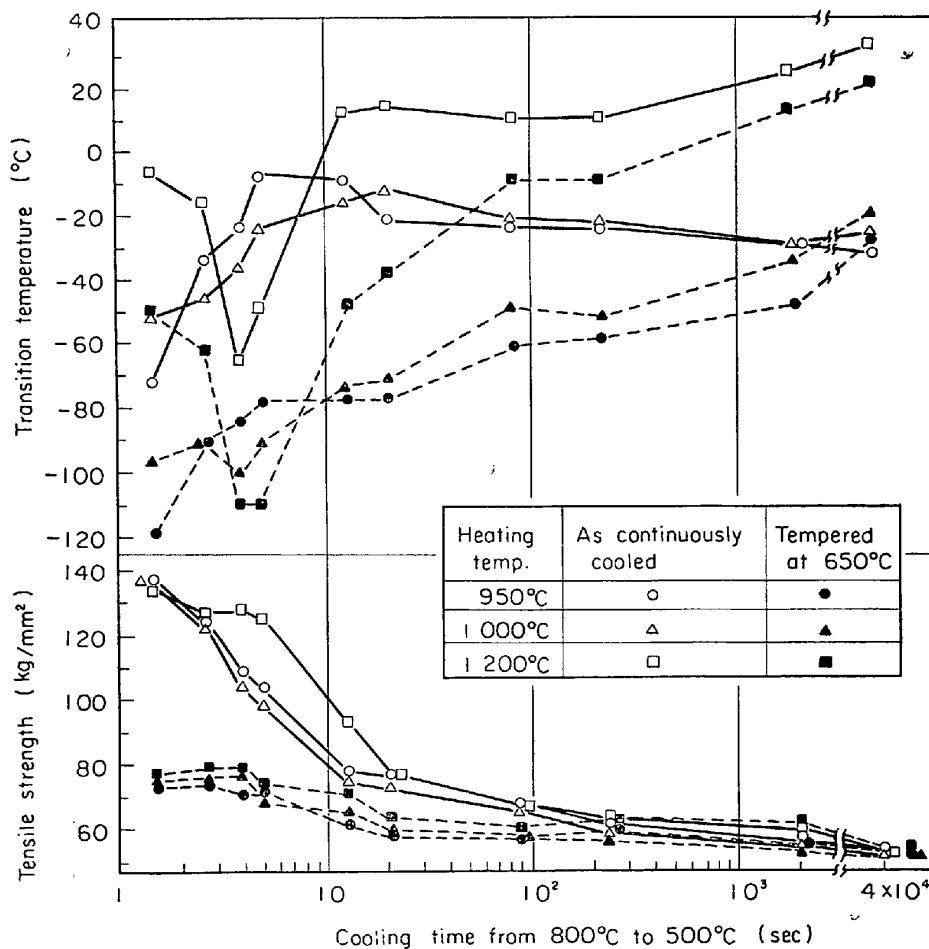


Fig. 1. Effects of cooling rate and heating temperature on mechanical properties of Ni-Mo-V steel (steel N).

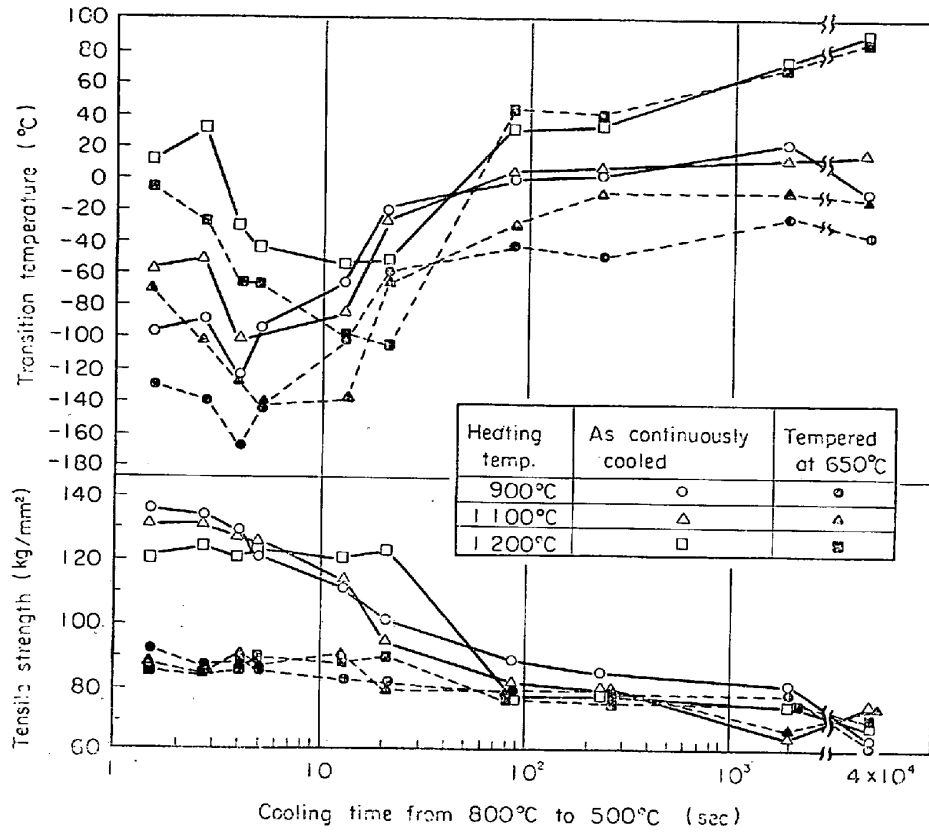


Fig. 2. Effects of cooling rate and heating temperature on mechanical properties of Cu-Ni-Cr-Mo-V steel (steel 7).

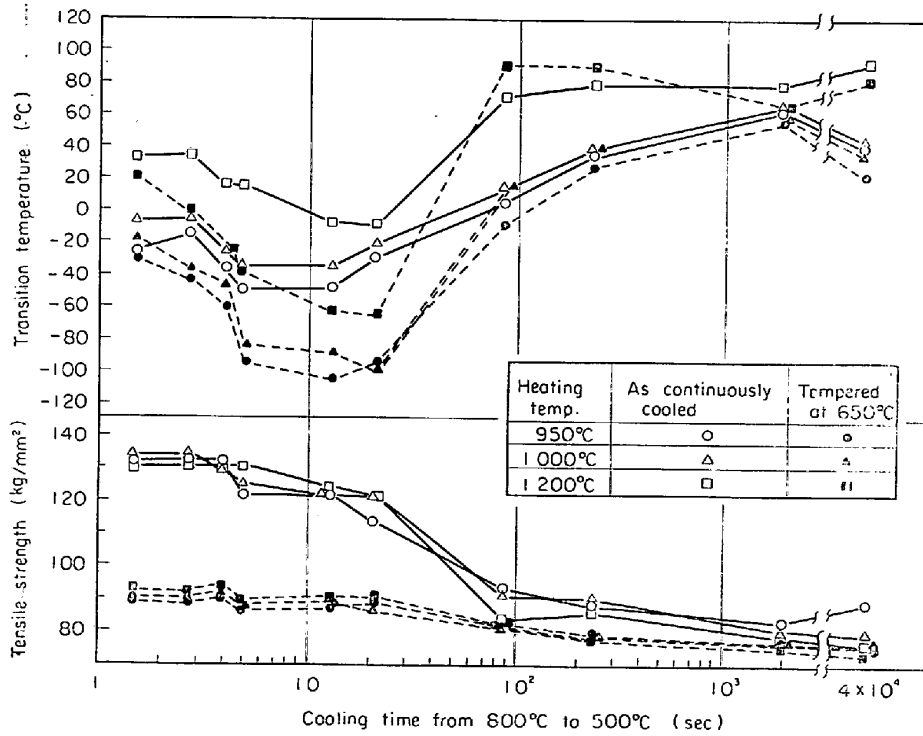


Fig. 3. Effects of cooling rate and heating temperature on mechanical properties of Cu-Ni-Cr-Mo-V-B steel (steel 8).

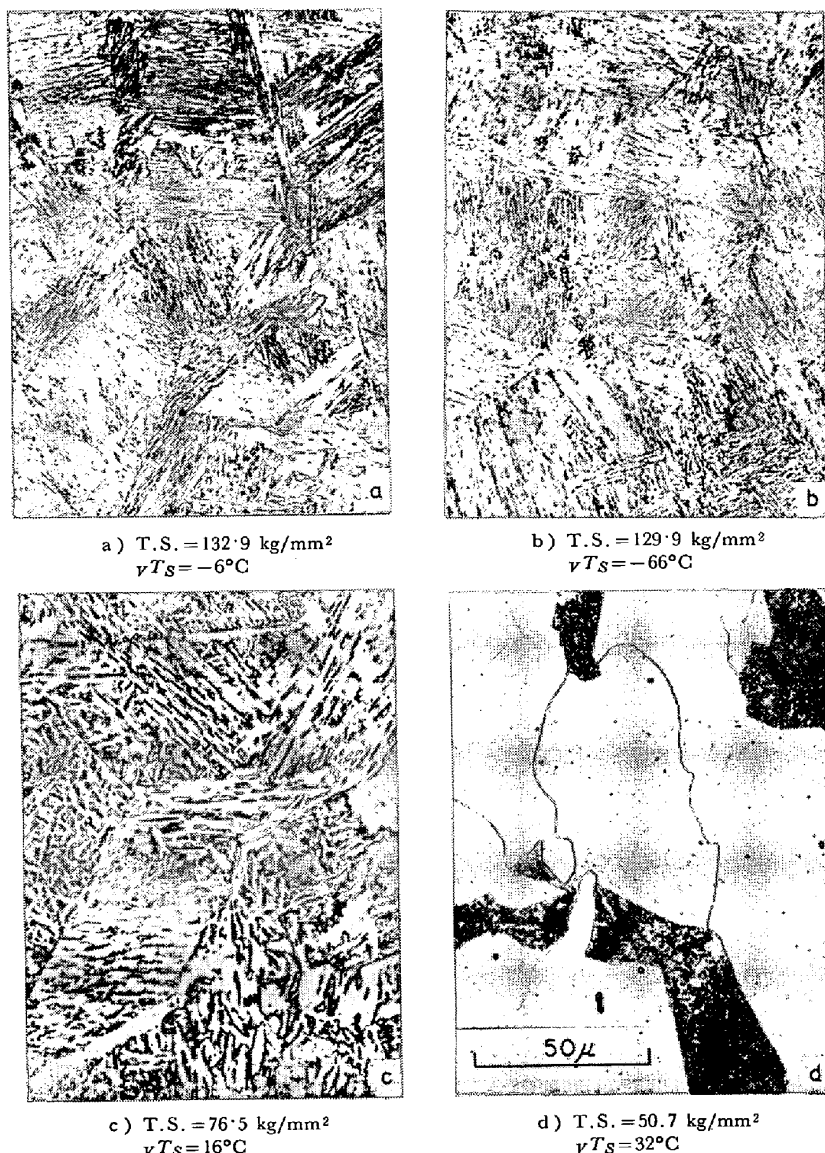


Photo. 1. Optical microstructures of Ni-Mo-V steel (steel N) as continuously cooled from 1200°C with a) 200°C/sec, b) 75°C/sec, c) 14°C/sec, d) 0.0075°C/sec.

社製の熱膨張計(試料形状: $3 \cdot 8 \phi \times 50$ mm) および Formastor 熱膨張計(試料形状: $3 \phi \times 10$ mm) であり, 変態時の伸び変化を測定した. オーステナイト化温度に加熱保持後, 種々の冷却速度で冷却し, 温度/伸びの関係を記録した. 熱膨張曲線の解析, 組織観察, 硬度測定などの結果を総合して CCT 曲線を作成した.

2.5 破面の観察

シャルピー破面について, 走査電顕により破面構成の様相と組織を直接対応させた観察を試みた. 破面の損傷防止と, 破面と断面の交線を明確にするために, 破面にニッケルメッキを施し, 断面方向を研磨した. その後2%ナイトルで腐食を行ない組織を現出させたり, 次の液

を基本として¹⁸⁾, それぞれの組織について最適条件を見いだした液によりファセットピットを現出させた. ファセットピット液は, 次の3種の試薬を順次用いて主として{110}面を現出させた. A液: 塩酸 2cc+過酸化水素水10cc+水 200cc, B液: 塩酸 2cc+塩化第二鉄の飽和水溶液 20cc+水 200cc, C液: 蟻酸 100cc+過酸化水素水 100cc+エチルアルコール 100cc. ニッケルメッキを剝離後, 走査型電子顕微鏡(JSM-2型)により, 破面, 破面と45°傾斜, 90°傾斜(断面方向)より観察し破面と組織を直接対応させて観察した. 脆性破面については劈開破面の結晶方位は, ファセットピットと破面の方位を傾角顕微鏡により測定して決定した.

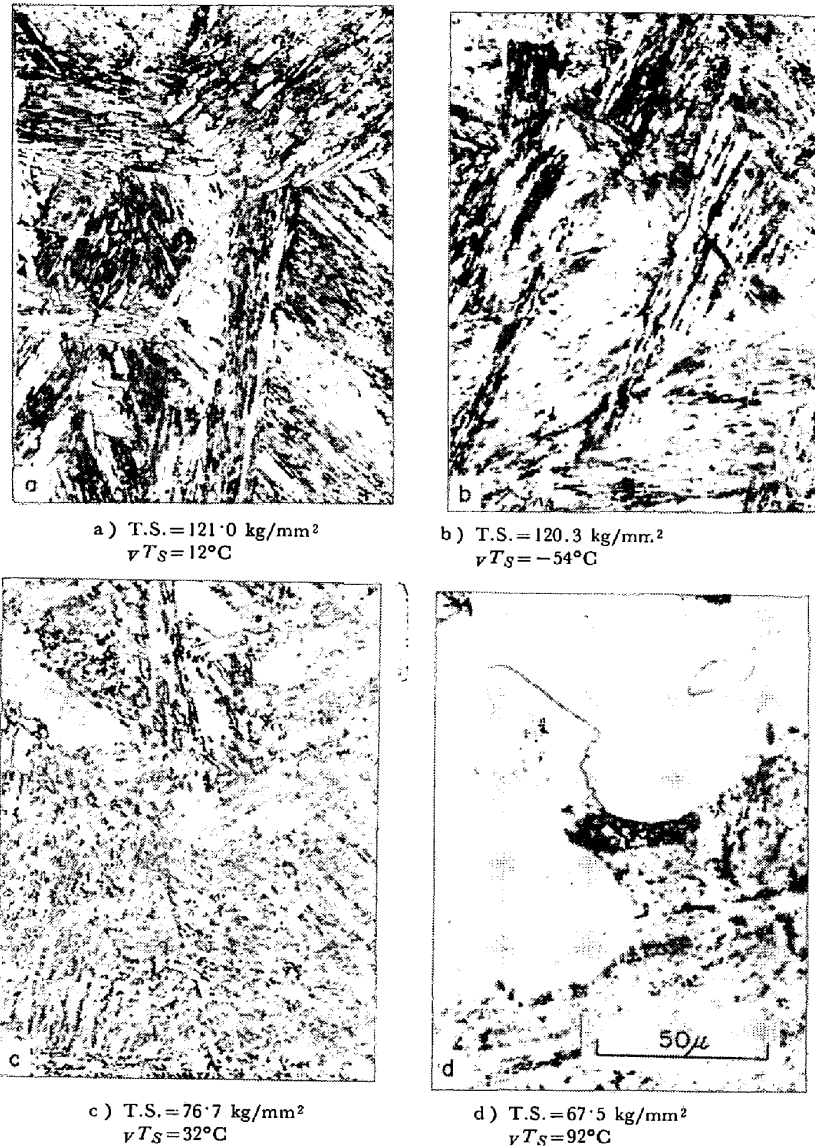


Photo. 2. Optical microstructures of Cu-Ni-Cr-Mo-V steel (steel 7) as continuously cooled from 1200°C with a) 200°C/sec, b) 23°C/sec, c) 3.4°C/sec, d) 0.0075°C/sec.

3. 実験結果

3.1 冷却速度と機械的性質の関係

まず連続冷却材について述べる。鋼Nについて、冷却速度と機械的性質の関係を Fig. 1 に示す。加熱温度が 950°C, 1000°C の場合には、実験の冷却速度範囲では比較的冷却速度が大なる領域においては、冷却速度が大きいほど 50% 脆性破面遷移温度 (vT_s) は良好である。しかし 950°C よりも 1000°C の方が曲線は徐冷側へ移行している。加熱温度が 1200°C になると、 vT_s は冷却速度と共に単調には変化せず vT_s が最も良好となる optimum point がある。T.S. の変化からも明らかなように、鋼 N では加熱温度により焼入性が異なり、1200°C 加熱では、950°C, 1000°C に比較して焼入性が大と

なることがわかる。すなわち同一冷却速度でもオーステナイト化温度が異なれば得られる組織が異なることを示している。

鋼7の場合について Fig. 2 に示す。鋼Nと著しく異なる点は、 vT_s の optimum point が加熱温度が低くてもみられることがわかる。

鋼8の場合について Fig. 3 に示す。冷却速度に対する optimum point は一層明確である。これらの実験結果は、 vT_s に optimum point が現われるのは、化学成分と加熱温度に依存することから、焼入性—冷却速度に対する組織変化—に大きく左右されることを示唆する。

次に、650°C × 1 hr の焼もどしを行なった場合についても Fig. 1~Fig. 3 に示してある。焼もどし材では強度レベルは低下するが、 vT_s は冷却速度のとくに大

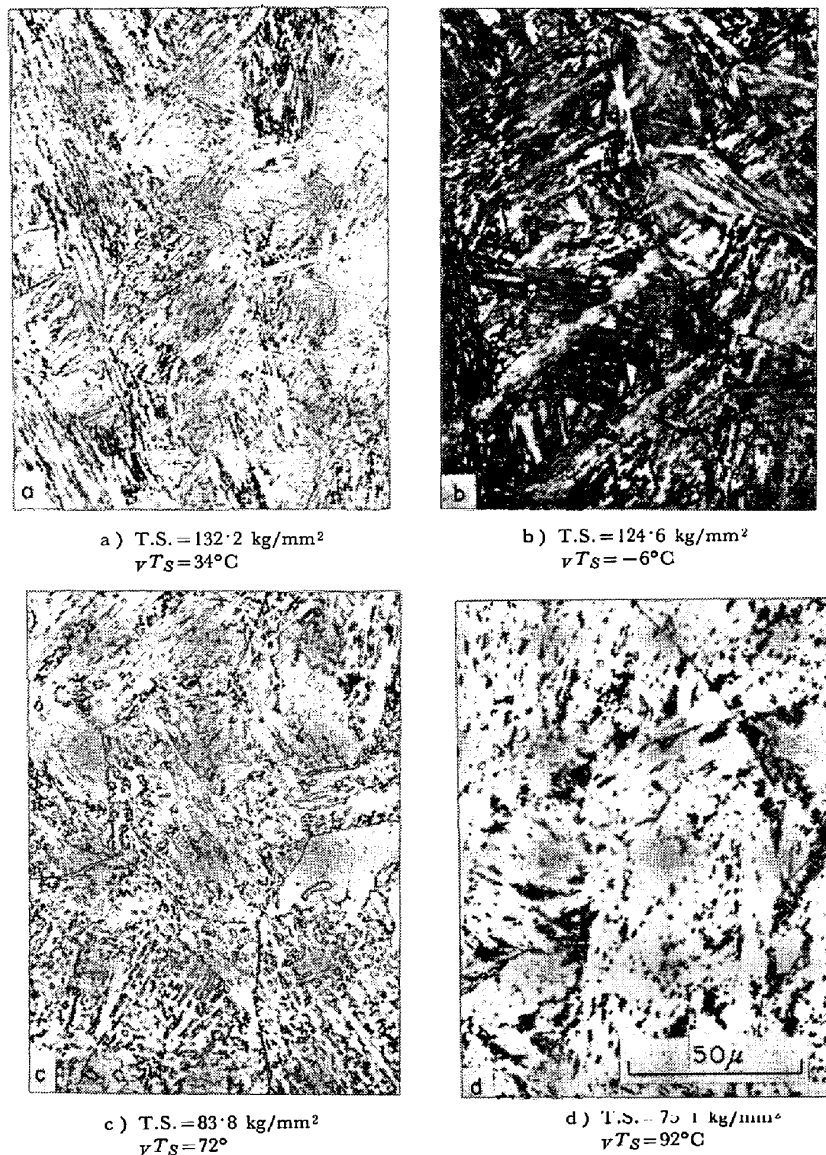


Photo. 3. Optical microstructures of Cu-Ni-Cr-Mo-V-B steel (steel 8) as continuously cooled from 1200°C with a) 200°C/sec, b) 23°C/sec, c) 3.4°C/sec, d) 0.0075°C/sec.

なる領域で著しく向上する。vT_s の変化の傾向は連続冷却材と同様であり衝撃性質は連続冷却時の組織に大きく支配されることを示している。

3.2 組織観察

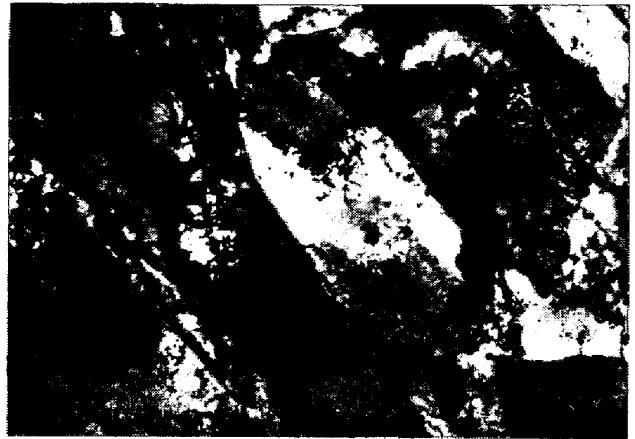
連続冷却材の代表的な光学顕微鏡組織写真をPhoto. 1～3に示す。実験範囲の冷却速度で、冷却速度の低下につれて、マルテンサイト、マルテンサイト+ベイナイト、高温で生成されたベイニティックフェライトから成るベイナイトと変化する。鋼Nではフェライト+パーライト、鋼7ではフェライト+ベイナイトが生成する。しかし鋼8のフェライト生成の臨界冷却速度はさらに小さい。vT_s が良好となる組織は、マルテンサイト+ベイナイトの混合組織であることが注目される。この場合のベイナイトは、光学顕微鏡的にはマルテンサイトと区別し

難い。しかし組織を詳細に観察すれば、マルテンサイトの場合は元のオーステナイト粒内では lath の方向が揃っている単位が大きい。混合組織ではオーステナイト粒内がさらに細かく分割されている。冷却速度がさらに小さくなつて、高温で生成されたベイナイトになれば衝撃性質が急激に劣化する。稲垣ら¹⁹⁾は溶接熱サイクル再現装置を用いて、急速加熱、冷却時のシャルピー衝撃性質を検討し、フェライト生成の臨界冷却速度において靱性が最もよくなることを示した。この実験においては、急速加熱のために加熱温度が同一でも冷却速度が小さくなれば、オーステナイト結晶粒の成長が起こることや、通常加熱条件に比較して冷却時のフェライトの生成は促進されると思われる。混合組織の構成（マルテンサイト、フェライト、中間段階組織）は本実験とは異なる



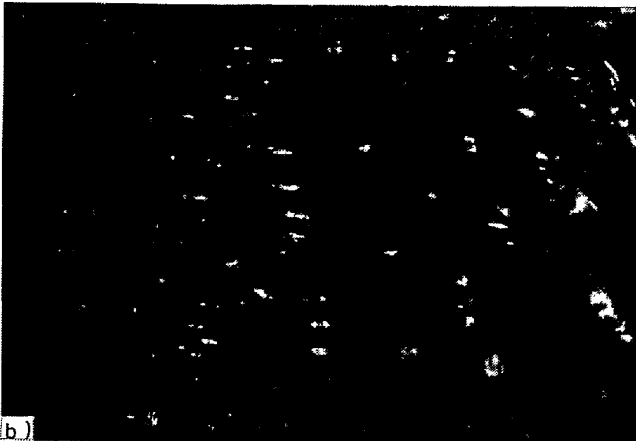
×20 000(1/2)

Photo. 4. Martensite formed in Ni-Mo-V steel (steel N) as continuously cooled from 1200°C with 200°C/sec.



×20 000(1/2)

Photo. 6. Bainitic ferrite formed in Ni-Mo-V steel (steel N) as continuously cooled from 1200°C with 14°C/sec.



×20 000(1/2)

Photo. 5. Bainite formed in Ni-Mo-V steel (steel N) during continuous cooling from 1200°C with 75°C/sec: a) bright field image, b) dark field image using a cementite reflection.

これらの組織について電顕により観察を行なった。Photo. 4は低炭素鋼の lath マルテンサイトである。Photo. 5は vT_s が optimum point となる混合組織中にみられるベイナイトであり、a) は明視野像、b) はセメンタイトの回折点を用いた暗視野像である。セメンタイトの形態は高炭素鋼の下部ベイナイトにきわめて類似している。この場合の組織構成はマルテンサイトの割合はベイナイトよりもはるかに多い。Photo. 6は lath 内部にセメンタイトの析出を伴わないベイニティックフェライトから成るベイナイトを示す。トレース解析を行なった結果、マルテンサイト、ベイナイトいずれもフェライトに関する限り $\langle 111 \rangle_\alpha$ の成長方向と $\{110\}_\alpha$ の晶癖面を有することが明らかになった²⁰⁾。したがっていずれのベイナイトもフェライトに関する限り上部ベイナイトの範疇に属する²¹⁾。低炭素低合金鋼のベイナイトについて、炭化物の形態からB-I型(ベイニティックフェライトより成る)、B-II型(フェライト lath 界面に沿ってセメンタイトが析出する)、B-III型(lath の内部にもセメンタイトを析出し、その様相は下部ベイナイトに類似している)、に分類した²⁰⁾。Photo. 5はB-III型、Photo. 6はB-I型のベイナイトである。

3.3 CCT 曲線

鋼N 7, 8 の CCT 曲線例を Fig. 4~6 に示す。鋼Nではフェライト+パーライト変態がみられるが、鋼8ではフェライト生成の臨界冷却速度はさらに小さい。加熱温度が高くなると、フェライト生成は徐冷側へ移行する。ベイナイト生成の臨界冷却速度 (C_B)^{注)}はフェライトの場合ほどは大きく変わらないが、フェライトの生成

注) ここでは、 C_B , C_0 , C_{BF} は、いずれも 800~500°C の冷却時間で示した。したがって、冷却速度が大であることは、これらの値が小さいことに対応する。

が、完全マルテンサイト組織が必ずしも最良の靱性を示さない点は本実験結果と同様である。

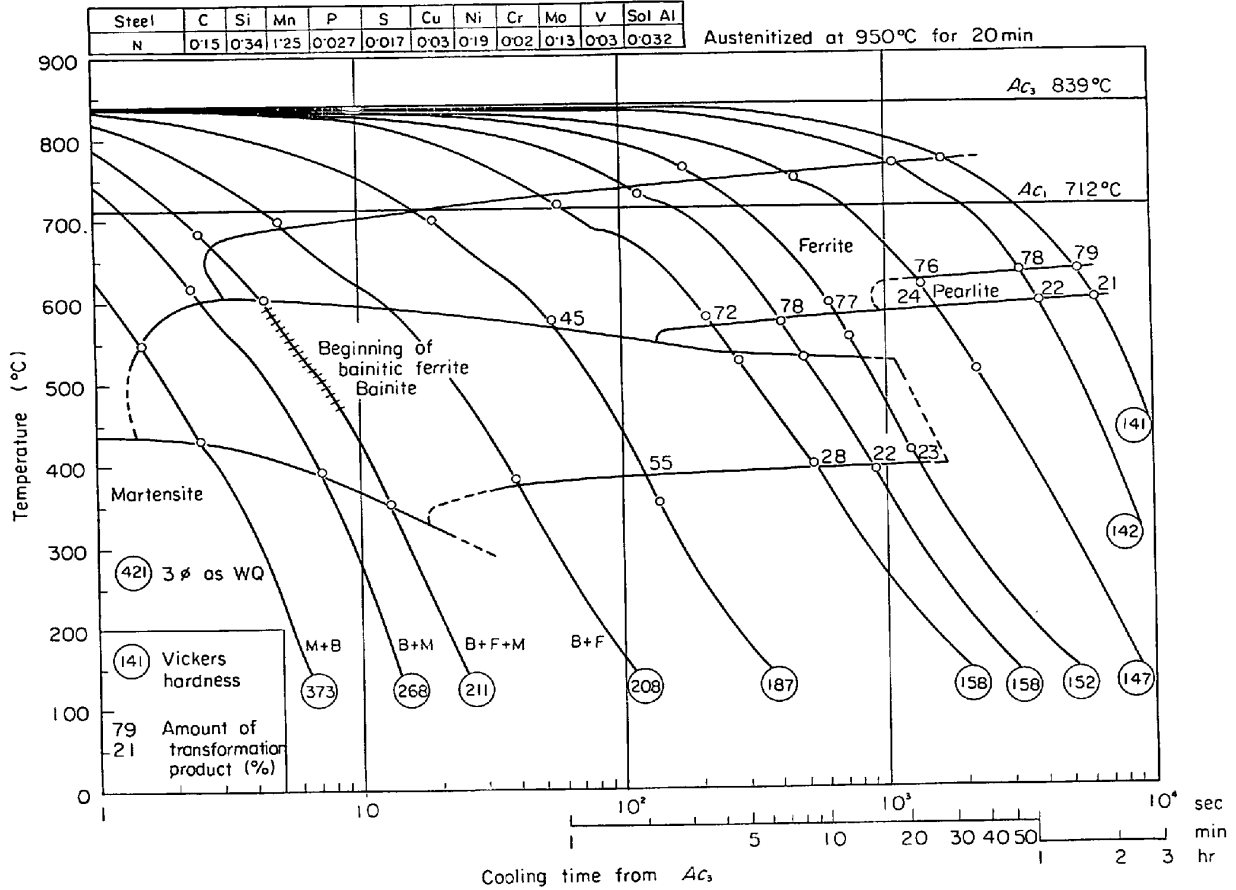


Fig. 4. C.C.T. diagram for Ni-Mo-V steel (steel N).

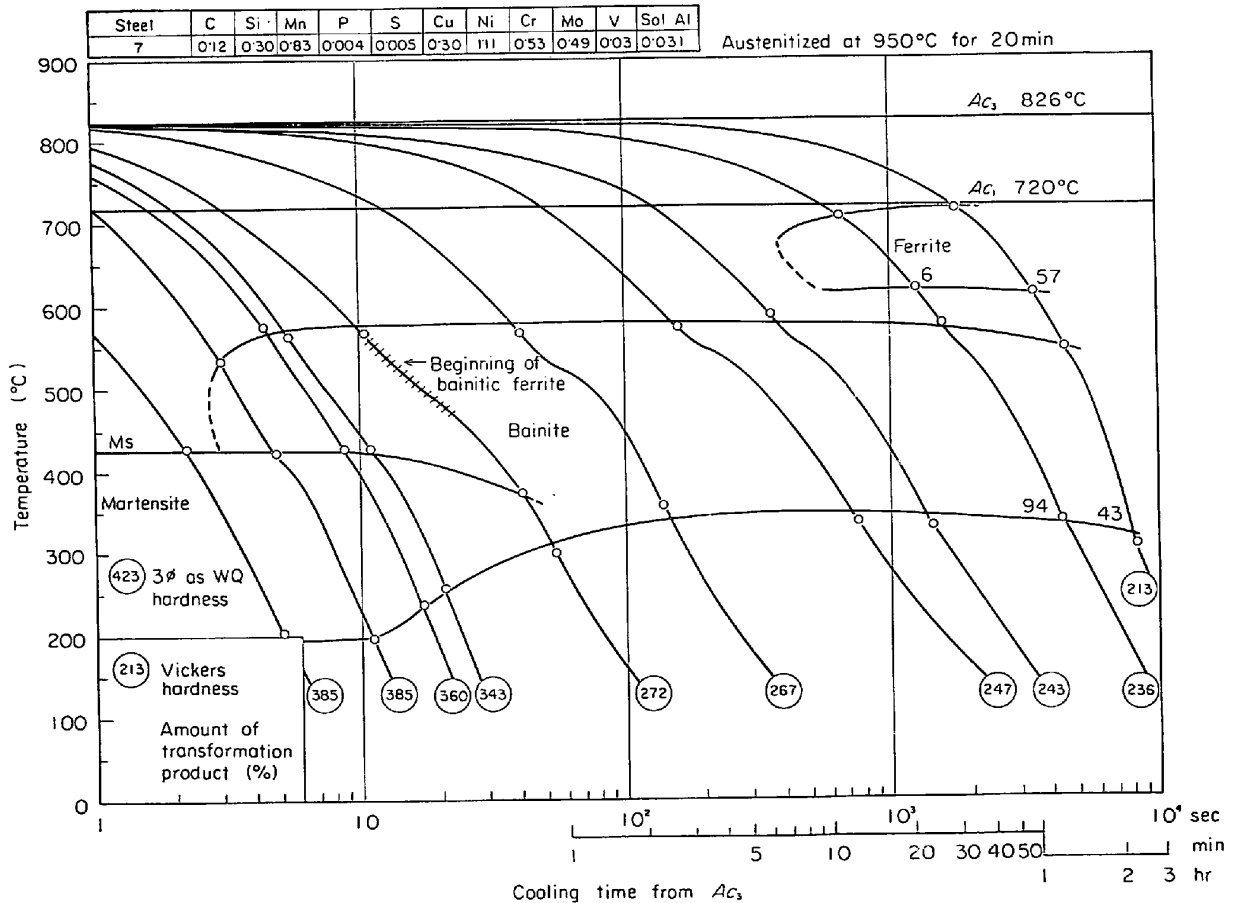


Fig. 5. C.C.T. diagram for Cu-Ni-Cr-Mo-V steel (steel 7).

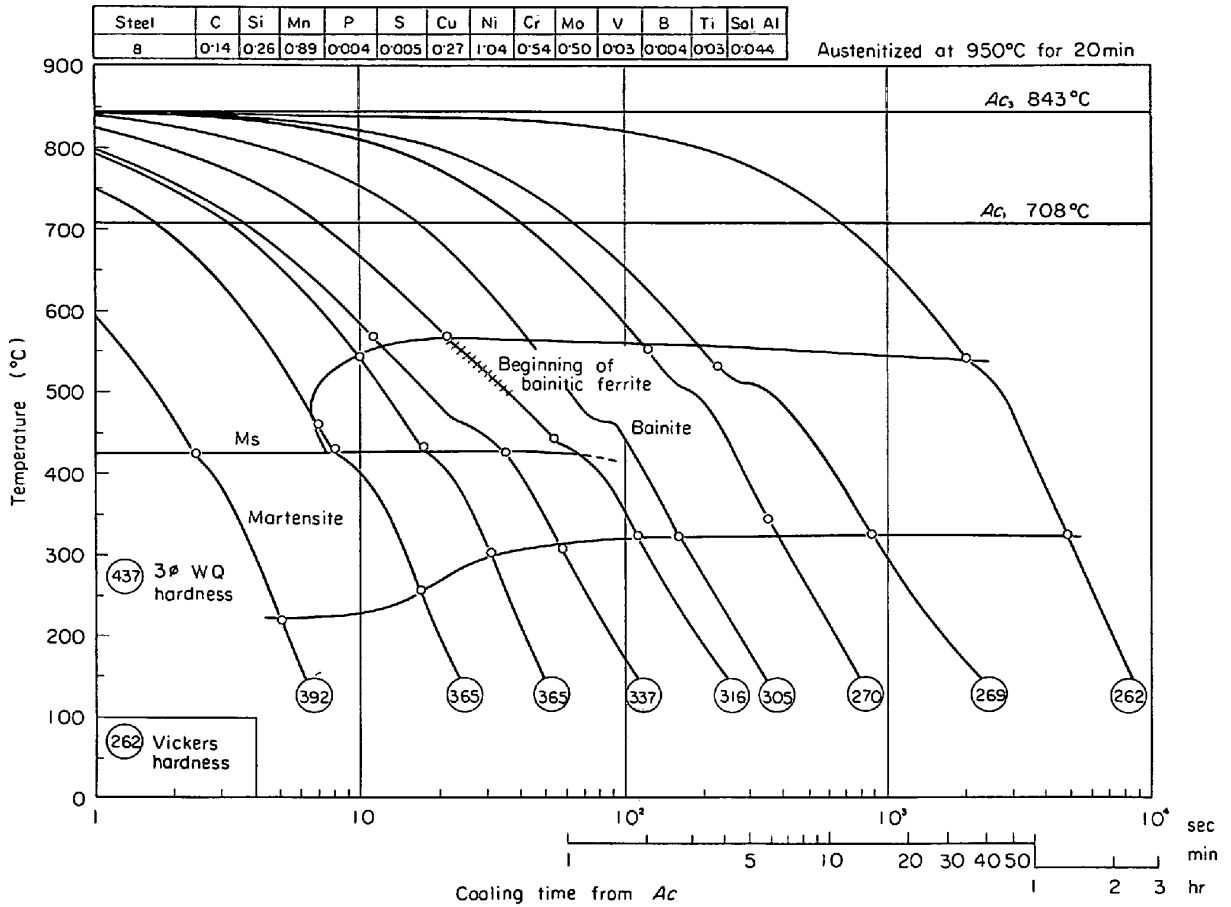


Fig. 6. C.C.T. diagram for Cu-Ni-Cr-Mo-V-B steel (steel 8).

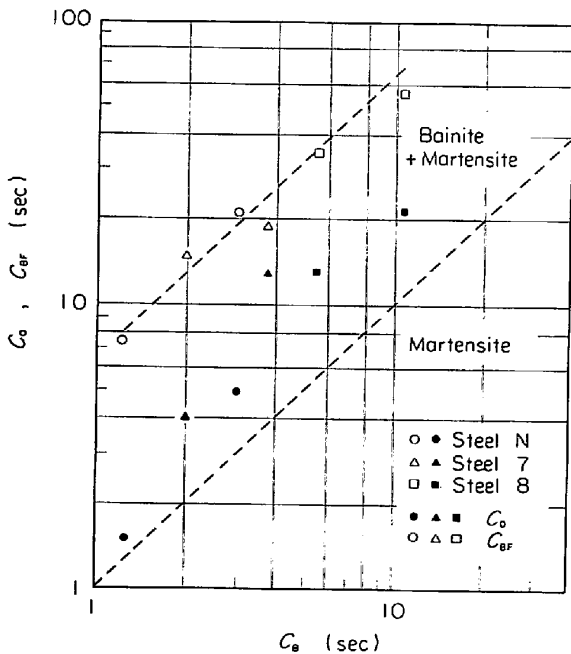


Fig. 7. Relation of optimum cooling rate for impact transition temperature (C_0), critical cooling rate for beginning of bainitic ferrite (C_{BF}) and critical cooling rate for beginning of bainite (C_3). (C_0 , C_{BF} and C_3 are expressed in cooling time from 800°C to 500°C).

が徐冷側へ移行するために、ベイナイトの生成域が広くなる。Fig. 1~3 で示すように vT_s が optimum point となる冷却速度 (C_0) は、鋼 N 7, 8 の順に冷却速度の小さい方に存在するが CCT 曲線と比較すれば、Fig. 7 に示すように上部臨界冷却速度 (C_B) と関係しており C_0 が C_B よりも大きいことは、 vT_s が optimum point となる場合の組織はマルテンサイト+ベイナイト混合組織であることを示している。かつ、ベイニティックフェライト生成²⁰⁾の臨界冷却速度 (C_{BF}) よりも大きい冷却速度 (800~500°C の冷却時間はより小さい(注参照))に C_0 が存在する。この (C_{BF}) は、ほぼ Hv 300 程度を示す冷却速度に対応している。

この近傍で生成されたベイナイトは主として Photo. 5 で示した B-Ⅲ 型のベイナイトである。しかし冷却速度が小さくなつて、ベイニティックフェライトが生成すると衝撃性質は劣化する。この理由については考察の項でくわしくのべる。 vT_s が良好な混合組織を得るためにはマルテンサイトと混在するベイナイトは連続冷却では必然的に B-Ⅲ 型ベイナイトになつている。

3.4 オーステナイト粒度と衝撃性質

衝撃性質を良好にするには、オーステナイト結晶粒

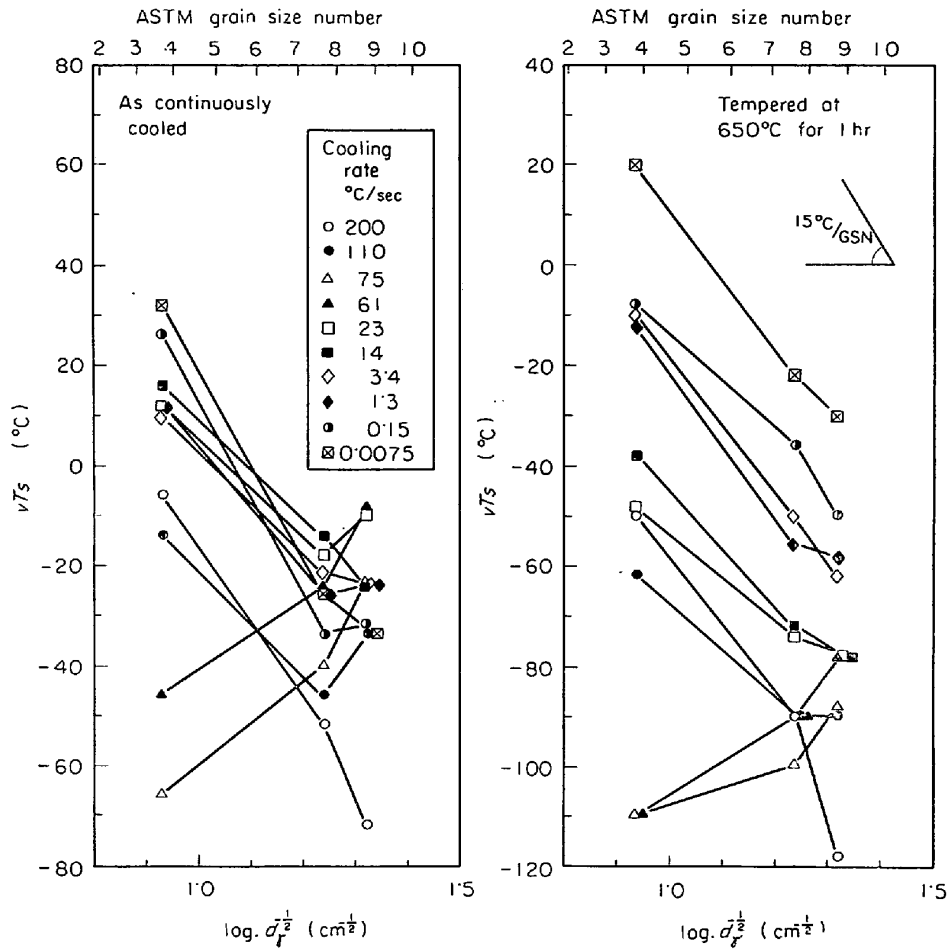


Fig. 8. Relation between austenite grain size and transition temperature for Ni-Cr-Mo steel. (steel N)

(d_T) を微細にすることが有効であることはよく知られている^{1)~8)}。Fig. 8, 9 に $\log d_T^{-1/2}$ と vT_s の関係を示した。図中冷却速度を関数として示してあるが、オーステナイト粒度が変わると同一冷却速度でも組織が同一でない難点がある。しかしここで明らかなのは、オーステナイト粒度とよい相関関係にある場合は、冷却速度が大で主としてマルテンサイト、高温で生成されたベイナイト、あるいはフェライト+パーライト組織の場合であり、しかもいずれも ASTM 粒度番号当たり約 15°C vT_s が変化し、従来の報告とよく一致する⁴⁾。焼もどしマルテンサイトについて破面と組織の関係についての間接的なしかし詳細な実験から最近破壊の単位として、有効結晶粒が提唱されている²²⁾。またオーステナイト粒とフェライト粒の間には相関があり、フェライト+パーライト組織の破面の観察から破面構成の単位はいくつかのフェライトを単位としていることが明らかとなった²³⁾。炭素鋼のパーライトにおいては、破壊の最小単位はパーライトコロニーとなっている²⁴⁾²⁵⁾。これらの実験

結果を考慮すれば、破壊の単位がオーステナイト粒度とよい相関を有するために、オーステナイト粒度とも実験的に比較的よい相関を示すものと推定される。

次に、 vT_s のオーステナイト粒度依存性で説明できないのは vT_s が optimum point を示す近傍の冷却速度の場合のマルテンサイト+ベイナイト混合組織である。鋼 N では焼入性が小さいので、加熱温度が異なると同一冷却速度でも組織変化が大きいため、オーステナイト粒が大きくなれば衝撃性質が良好となる場合もある。鋼 7 では加熱温度による冷却時の組織変化は鋼 N より小さいので、冷却速度を一定にすれば、得られる変態組織は加熱温度によりあまり変化せず、ほぼ一定であるので、ほぼ等しい変態組織における vT_s のオーステナイト粒度依存性の比較ができる。Fig. 9 で示すごとく vT_s のオーステナイト粒度依存性はマルテンサイト組織 (○印) の場合よりもマルテンサイト+B III 型ベイナイト混合組織 (▲印) の場合の方が小さい。これらのことは焼入れ焼もどしにおいては、焼入温度を高くすればオーステナイト

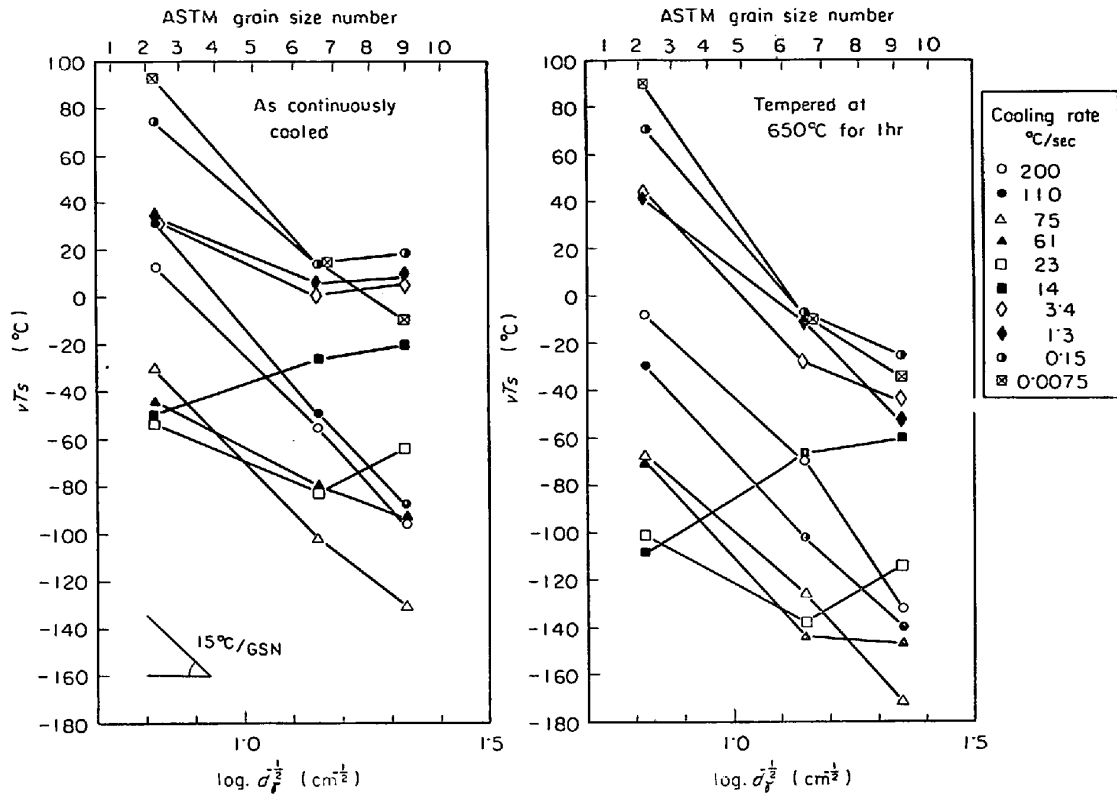


Fig. 9. Relation between austenite grain size and transition temperature for Cu-Ni-Cr-Mo-V steel. (steel 7)

粒は粗大化するが、それにもかかわらず衝撃性質は向上する場合（冷却速度によつては）があることを示唆している。

3.4 走査電顕による破面の観察

Photo. 7~9 は、鋼Nの 1200°C が加熱後連続冷却したもののシャルピー破面のうち、脆性破面について、a) 破面、b) 破面を 45° 傾斜、c) 破面を 90° 傾斜（断面方向）から観察し、破面と組織を直接対応させた写真を示す。これらは、おののお Photo. 4~6 に対応している。いずれも微細な凹凸のある擬劈開破面と称されるものであり、river pattern に類似した模様がみられ、破面は不連続的に構成されている。Photo. 7 はマルテンサイトについて示したものである。同一破面単位内では、ファセットピットの形状は同一の方向を示しており、この領域内ではほぼ同一方位を有する lath から成り立っていることを示している。Photo. 8 はマルテンサイト+B-III型ベイナイトの混合組織、Photo. 9 は高温で生成された B-I 型ベイナイトの場合である。破面単位は Photo. 9 が最も大きく、Photo. 8 が最も小さい。

劈開面の方位については、マルテンサイトでは{100}_α以外の面も報告されているが²⁶⁾、傾角顕微鏡を用いて、ファセットピットおよびそれに対応した破面の方位を測

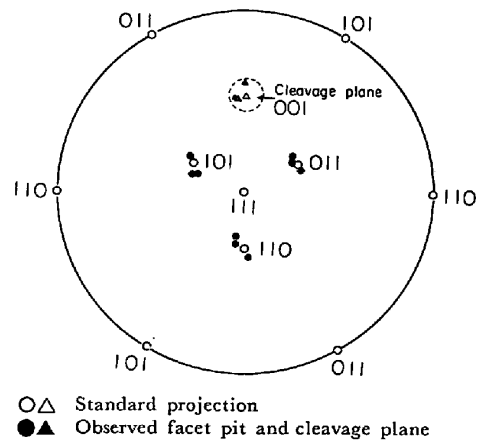


Fig. 10. Stereographic analysis of facet pit and cleavage plane.

定した結果、純鉄単結晶で示されたのと同様に²⁷⁾、Fig. 10 に示すように微小な角度内で {100} から成り立っている。さらに破面の構成を詳細に検討した結果、破面の単位として、「{100}を微小な角度内で共有する領域の大きさ」と定義した²⁸⁾。すなわち、この領域内では破面単位の境界近傍より破壊が発生し、放射線状に伝播して次の破面単位の境界で停止している。この破面単位を構成する境界については別途詳細に検討を加えた²⁸⁾。この定義にしたがつて、脆性破面の直接観察により、微小亀裂

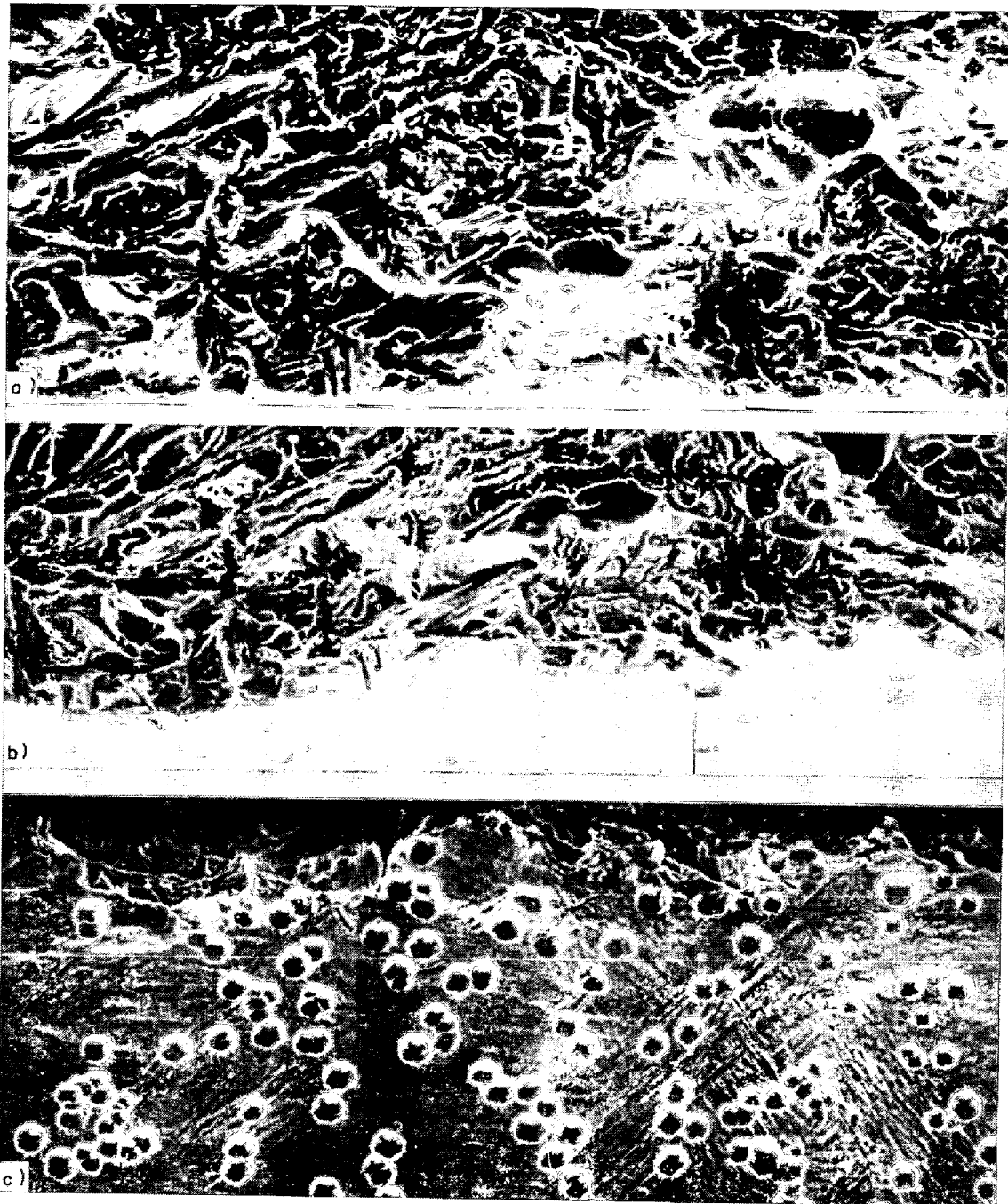


Photo. 7. Fractographs of martensite as continuously cooled Ni-Mo-V steel (steel N) broken at -60°C .

の発生-伝播-停止の単位を破面単位として測定し、その平均径 (unit crack path, d_c) を求め vT_s との関係を検討した。

鋼7の連続冷却材について、 vT_s と $\log d_c^{-1/2}$ の関係は、Fig. 11 に示すようにオーステナイト粒度で整理した場合に比較して良好な相関関係を有している。かつ

強度的には 100 kg/mm^2 を境にして2つのグループに分かれる。これは従来、焼入性の比較として50% マルテンサイトを目安としており²⁸⁾、本鋼種では50% マルテンサイトの強度がほぼ 100 kg/mm^2 程度であることと合わせて考えると興味深い結果である。引張強さが 100 kg/mm^2 以下の場合には、フェライト+ベイナイト、高



×800 (2/3)

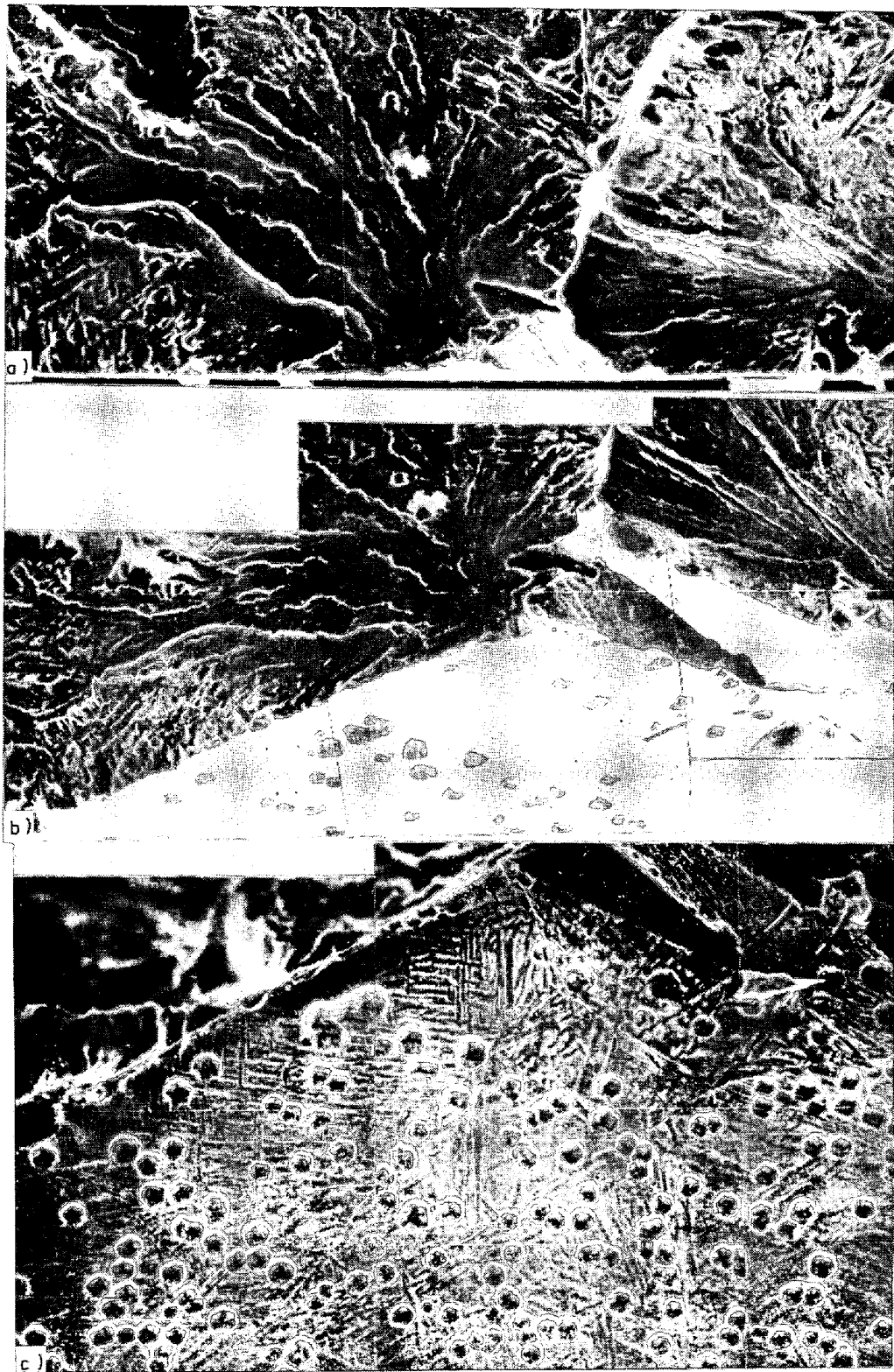
Photo. 8. Fractographs of duplex martensite-bainite structure as continuously cooled Ni-Mo-V steel (steel N) broken at -100°C .

温で生成したベイナイト (B-I 型) 組織であり, その破面は Photo. 10(b) で示すように river pattern が明瞭であり, 破面単位は比較的塊状である. 一方引張強さが 100 kg/mm^2 以上の場合は, マルテンサイト, マルテンサイト + B-III 型ベイナイト混合組織であり, river pattern は直線的でなく, かつ細長い単位も観察され微細組織が破壊の伝播に対して何らかの抵抗を有するものと推定される. 破面単位は温度によつて変化しないが, 破

断温度が高くなるとマクロ的には脆性破面を示していても, 脆性破面をとりかこんで, 微細な延性領域が網目状に存在するようになる. さらに温度が高くなれば破面単位の大きさの延性領域が現われる²⁹⁾.

4. 考 察

連続冷却材における vT_s の冷却速度による変化は, 650°C で焼もどしを行なつても連続冷却のまま, その



×800 (2/3)

Photo. 9. Fractographs of bainite as continuously cooled Ni-Mo-V steel (steel N) broken at -60°C .

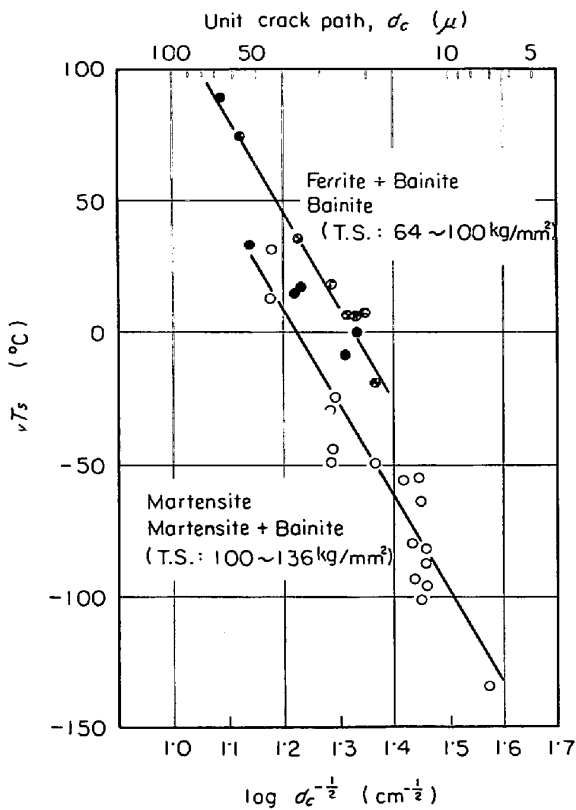
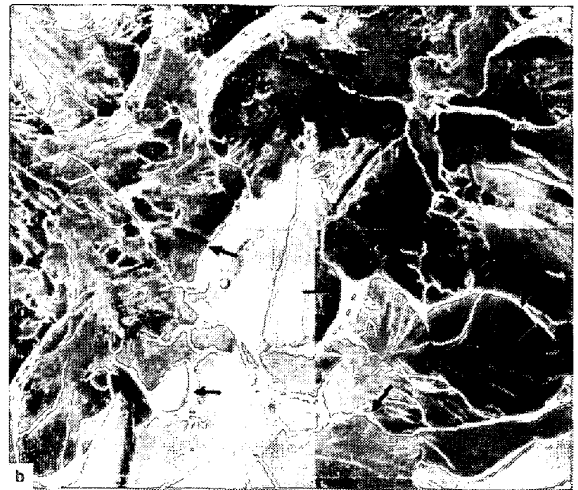


Fig. 11. Relation between unit crack path and vT_s for continuously cooled Cu-Ni-Cr-Mo-V steel (steel 7).



a) Duplex martensite-bainite structure broken at -100°C .



$\times 600$ (6/11)

b) Ferrite-bainite structure broken at -20°C .

Photo. 10. Unit crack path of typical microstructures formed in Cu-Ni-Cr-Mo-V steel (steel 7) as continuously cooled from 1200°C .

傾向は変わらない。したがって上位臨界冷却速度近傍で生成された B-III 型ベイナイトを含むマルテンサイトの混合組織において、衝撃性質が最も良好となる現象は本質的には連続冷却時の組織で決定されており、冷却速度の低下に伴った冷却時の焼もどしの効果によるものではない。本供試鋼のように低炭素低合金鋼では連続冷却によりマルテンサイトとベイナイトを単独に得ることが困難なために、おのおのの組織単独の靱性の評価が困難である。しかしマルテンサイトとベイナイトを比較すると、炭化物の形態は両者において異なるが²⁰⁾、破面観察から炭化物にもとづくと考えられる差異は認め難い。またマルテンサイトとベイナイトの晶癖面、成長方向はいずれも $\{110\}_\alpha \langle 111 \rangle_\alpha$ であり、lath が破壊に対して有効に作用するならば、ベイナイトはマルテンサイトよりも lath の厚さが小さくなることはない¹⁹⁾、この点においてはとくに差異はない。転位密度の差異は靱性そのものには影響をおよぼすとは考えられるが、焼もどし前後で冷却速度による靱性の変化の仕方は変わらないことは注目される。

従来ベイナイトが強靱性を有することは報告されている¹³⁾³⁰⁾³¹⁾、異なる組織の靱性は、等しい強度レベルにおい

て比較されるべきであるが、しかし同一強度レベルにするためには一般にマルテンサイトは靱性に対して好ましくない低温で焼もどしを行なわねばならず³²⁾、本質的な比較を行ない難い難点がある。本実験においては、 vT_s を最も良くする最適冷却速度近傍では強度差が少なく、かつ焼もどしを行なった場合には、強度差はほとんどなくなるので等しい強度レベルでの靱性の比較が可能となる。

Photo. 11 はナイトル腐食により現出した混合組織と破面の対応を試みたものである。腐食の感受性が異なり、濃く腐食された領域 Photo.11 A で破面は境界になつている。

この組織はベイナイトか auto-temper されたマルテンサイトか明確ではないが、Photo. 11 A に示すようにマルテンサイトラスがこの組織で止められており、い



×10 000 (2/3)

Photo. 11. Correspondence of as continuously cooled duplex martensite-bainite structure to fractured surface.

れも地のマルテンサイトより先に変態しているとみなされる²⁰⁾。しかも炭化物の析出の様相からはB-Ⅲ型ベイナイトと判断される。lathの一端で破面の方向が変わっているが、lath内で破壊の抵抗となつている証拠はなくベイナイトのlathそのものが脆性破壊に対してとくに有効とは思われない。最近3Ni-Cr-Mo鋼において、マルテンサイトの方がベイナイトよりも靱性が大であるが、混合組織においてより靱性に富む現象が報告された²²⁾。この場合のベイナイトは下部ベイナイトであり、上部ベイナイトとは異なるけれども、異なる組織の境界が重要であることを示唆している。

破面の観察からは、破壊の単位 d_c と vT_s の間には実験的により相関があることを示したが、劈界面が特定の面であることから、鋼の靱性向上に対して一次的には、 γ/α 変態時において結晶学的に $\{100\}$ 面を全くランダムに分布させることができれば、有効であることが予測される。したがって、鉄単結晶を用いた実験において示唆されたごとく²⁶⁾破壊の進行に対して $\{100\}$ 面の方位差が大きい組織を調整することができれば、その方向の靱性は著しく向上するであろう。この点において混合組織が靱性に富むのは、ベイナイトの存在形態に起因すると考えられる。換言すれば、マルテンサイトの生長を阻止

しかつ変態生成位置を増加させる点に関してオーステナイト結晶粒を微細化(オーステナイト粒の細分化)することと同様な効果をベイナイトが有するのであろう。連続冷却によりこのような混合組織を得るとき、ベイナイトは下部ベイナイトに類似した B-III 型ベイナイトである。分割の効果はどの組織によってもよいことになるが、破壊の単位 d_c が同一でも衝撃性質が微細組織により異なることから、高温で生成するベイニティックフェライトによる場合は、あまり有効とは考え難い。なぜならベイナイトの lath そのものや、 $\{100\}$ 面を共有する単位が大きいこと、未変態オーステナイトは C が濃縮され、高 C 変態生成物が形成されることを挙げるができる。またマルテンサイトによる分割も有効と考えられるが、低炭素低合金鋼ではマルテンサイトの生成割合をコントロールすることは困難である。

以上、高張力鋼の衝撃性質に関する実験結果について検討を試みたものであるが、強度、マトリックスの靱性、微細な変態組織や析出物の影響などを合わせ考慮して、個々の効果と共に総合的に検討することは、今後に残された重要な課題である。

5. 総 括

2, 3 の高張力鋼について、オーステナイト粒度と冷却速度を変えて得られた各種変態組織について、その衝撃性質を比較した。シャルピー破面と顕微鏡組織を直接対応づけて観察を行ない、靱性に寄与する因子を抽出しようと試みた。得られた結果は次のとおりである。

1) 連続冷却のままの組織の破面遷移温度(vT_s)は冷却速度に対して単調には変化せず、ある冷却速度で vT_s が最も良好となることを見いだした。

2) 焼もどしを行なっても、冷却速度に対する傾向は連続冷却材と変わらない。

3) この最適冷却速度は、焼入性の大きい鋼ほど冷却速度の小さい方に存在し、加熱温度の上昇と共に冷却速度の小さい方へ移行する。

4) 最適冷却速度は、ベイナイト生成の臨界冷却速度と関係を有し、CCT 曲線との比較および電顕観察よりこの場合得られた組織はマルテンサイトとベイナイトの混合組織であることが明らかとなった。

5) このベイナイト(B-III型²⁰⁾の炭化物の形態は下部ベイナイトに類似しているが、フェライトに関する限り、lath マルテンサイトと同じ $\{110\}_\alpha \langle 111 \rangle_\alpha$ の晶癖面と成長方向を有する上部ベイナイトである。

6) フェライト+パーライト、マルテンサイト、主としてベイニティックフェライトより成る組織は、それぞ

れオーステナイト粒度とよい相関関係を有するが、マルテンサイト+ベイナイトの混合組織においては、粒度依存性が小さく、ある冷却速度ではオーステナイト粒は粗大化するが、それにもかかわらず vT_s は良好となる場合がある。

7) 走査電顕により破面と組織を直接対応づけて観察を行なつた。断面組織上のファセットピセットおよび破面の方位を傾角顕微鏡により測定した結果、いずれの破面もその劈開面は $\{100\}_\alpha$ であつた。

8) 破面観察からは、マルテンサイト+B-III 型ベイナイトの混合組織において、破壊の単位が最も小さくなり、ベイニティックフェライトが生成すると、破壊の単位がきわめて大きくなる。

9) 破壊の単位として「 $\{100\}_\alpha$ を微少な角度内で共有する大きさ」と定義し、この領域が破壊の発生-伝播-停止の単位になつており、この単位(d_c)と vT_s との間には実験的に良好な相関関係があることを示した。しかし d_c が等しくても、マルテンサイト、マルテンサイト+ベイナイトやフェライト+パーライトなどの微細組織により破面の様相は異なる。

10) 混合組織において、衝撃性質が良好となるのは、マルテンサイト変態に先行したベイナイトが、オーステナイト粒をさらに細分するのと同等の効果を有するためと推定した。

おわりに、本研究の発表を許可された中央技術研究所長、住友元夫博士、ならびに本実験に関して有益なご助言をいただいた同研究所次長、三好栄次博士に深甚なる感謝の意を表する。さらに実験にご協力いただいた佐多光雄氏、上野谷繁雄氏に感謝いたします。

文 献

- 1) R. A. GRANGE: Trans. ASM, 59(1966), p. 26
- 2) 金沢, 鈴木, 今野: 鉄と鋼, 56(1970) 4, S 306
- 3) D. HADWICK and K. P. PIRT: JISI, 196(1960), p. 301
- 4) B. CINA and P. JUBB: *ibid.*, 195(1959), p. 329
- 5) 久保田, 大須賀, 田中, 大内: 日本金属学会講演概要 (S. 45.3), p. 156
- 6) W. S. OWEN, D. H. WHITMORE, M. COHEN, and B. L. AVERBACH: Weld. J., 36(1957), S 503
- 7) J. M. HODGE, R. D. MANNING, and H. M. REICHHOLD: Trans. Met. Soc. AIME, 185 (1949), p. 233
- 8) J. H. GROSS and R. D. STOUT: Weld. J., 35 (1956), S 72
- 9) N. J. PETCH: Phil. Mag. 3(1958), p. 1128
- 10) G. BURNS and C. JUDGE: JISI, 182(1956), p. 292

- 11) W. BARR and A. J. K. HONEYMAN: *ibid.*, 157 (1947), p. 243
- 12) G. BIRKBECK: *ibid.*, 206(1968), p. 909
- 13) E. S. DAVENPORT: *Trans. Met. Soc. AIME*, 209(1957), p. 677
- 14) J. C. DANKO and R. D. STOUT: *Trans. ASM*, 49(1957), p. 189
- 15) E. H. KOTTCAMP, Jr. and R. D. STOUT: *Weld. J.*, 38(1959), S 435
- 16) 邦武: 鉄と鋼, 54(1968) 6, p. 710
- 17) 邦武, 大谷: 住友金属, 19(1967) 3, p. 311
- 18) T. TAOKA, F. FURUBAYASHI, and S. TAKEUCHI: *Jap. J. Appl. Phys.*, 4(1965), p. 120
- 19) 稲垣, 三谷: 金属材料研究所研究報告, 7(1964), p. 408
- 20) 大森, 大谷, 邦武: 鉄と鋼, 56(1970), S 457; 鉄と鋼, 57(1971) 10, p. 1690 (鉄と鋼に投稿中)
- 21) Y. OHMORI and R. W. K. HONEYCOMBE: *Proc. Int. Conf. Sci. Tech. Iron and Steel, Tokyo (1970)*
- 22) S. MATSUDA, T. INOUE, and M. OGASAWARA: *Trans. JIM*, 9(1968), p. 343, 11(1970), p. 36
- 23) 寺崎, 大谷: 鉄と鋼, 56(1970) 4, S 211 (鉄と鋼に投稿中) 58(1972) 2, p. 293
- 24) A. M. TURKALO: *Trans. AIME*, 218(1960), p. 24
- 25) 寺崎, 大谷: 鉄と鋼, 56(1970) 11, S 550
- 26) U. H. LINDEORG and B. L. AVERBACH: *Acta. Met.*, 14(1966), p. 1583
- 27) F. TERASAKI: *Acta. Met.*, 15(1967), p. 1057
- 28) J. M. HODGE and M. A. OREHOSKI: *Trans. AIME*, 167(1946), p. 627
- 29) 寺崎, 大谷: 鉄と鋼, 57(1971) S 239 (鉄と鋼に投稿中)
- 30) 鈴木, ほか: 三菱重工技報, 4(1967) 3, p. 271
- 31) 中島, 荒木: 鉄と鋼, 54(1968) 4, S 209, S 522 56(1970) 4, S 157
- 32) D. P. EDWARDS: *JISI*, 207(1969), p. 1494
- 33) 大森, 大谷, 邦武: 鉄と鋼, 57(1971) 4, S 107