

フェライト・パーライト鋼における 低温変態生成物混在組織に関する研究*

青木孝夫**・金尾正雄**・荒木 透***

Study on Ferrite-Pearlitic Steels with Some Mixture of Low Temperature Transformation Products

Takao AOKI, Masao KANAO and Toru ARAKI

Synopsis:

Effects of low temperature transformation products such as bainite and martensite on the mechanical properties of normalized low alloy high strength steels were studied using specimens with ferrite-pearlite structures including some mixed structures formed by varying the Mo content and cooling rate on normalizing.

It was shown that the presence of these products in the microstructure increased the tensile strength, but this led to a disappearance of the yield point on the stress-strain curve, and resulted in a marked decrease in the proof stress/tensile strength ratio. The tensile strength of the steels containing these products depended on their amounts. Charpy impact transition temperature was divided into two groups by the presence or absence of the low temperature transformation products, and both of them were represented by straight lines against logarithm of ferrite grain size, and at any fixed grain size within the range studied, the transition temperature was raised about 50°C by the presence of low temperature transformation products regardless of their amounts. The fracture characteristics of specimens broken by impact were studied by microfractography.

(Received 8 Nov. 1967)

1. 結 言

現在一般に広く用いられている非調質型の溶接構造用高張力鋼は、ほとんどフェライト・パーライト組織を有するものである。これらの鋼においては、溶接性の観点から含有炭素量をできるだけ低くおさえ、合金元素を合理的に添加して固溶硬化、結晶粒微細化、および析出硬化などによつて強度を高めているが、約50 kg/mm²級以上の高張力鋼になると、合金元素量が比較的多くなり、成分元素の偏析、冷却速度などによつて、フェライト・パーライト組織以外の低温変態生成物が組織中に混在することがしばしばあり、機械的性質に影響をおよぼす恐れがある。IRVINEとPICKERING¹⁾は低炭素鋼に約2%までのMoを添加し、焼ならし状態で引張試験を行ない、引張強さはMoの添加量とともに増加したが、降伏強さは改善されず、Moが1%以上で降伏点が見られなくなり、0.2%耐力対引張強さの比が著しく低下することを見出し、組織中にベイナイトのような低温変態生成物が混在するためであるといっている。また遠藤ら²⁾はNbを含む溶接構造用鋼の研究で、中間段階組織の混在する場合の効果を明らかにした。すなわち、Nbは中間段階組織を増加させ結晶粒を微細化して強度と衝撃値を

ともに改善し、また適当量の初析フェライトを存在させることによつて、焼ならし状態で強度と衝撃値がともに良好な鋼を得ることができた。Nbを0.15%含み中間段階組織が多量に存在する鋼は、圧延、焼ならしまたは焼入れののち焼もどすことにより、耐力、衝撃値が改善され、とくに圧延材は強度に、焼ならし材は衝撃値について著しい結果を得ている。B. J. NIELD³⁾は1.5% Mn鋼にときどき見出される異常組織について研究し、フェライト中に薄くエッチされる部分が混在すると、衝撃値が著しく低下することを報告した。そしてこれは合金元素の偏析によるマルテンサイト組織の混在するものであり、1200°Cに長時間ソーキングすると除去することができると、および焼ならし状態で異常組織を呈する鋼を630°Cで1hr焼もどすと衝撃値が著しく改善されることを示した。

一般に非調質の高張力鋼に存在するフェライト・パーライト以外の組織成分は、中間段階組織とかベイナイト組織とか呼ばれているが、連続冷却変態によつて得られ

* 昭和42年4月本会講演大会にて発表
昭和42年11月8日受付

** 金属材料技術研究所

*** 東京大学工学部 工博

る組織はいろいろの組織の混在したもので、特に Cr や Mo などの炭化物生成元素を含む低炭素低合金鋼のベイナイト域以下での温度における変態反応は複雑である。これらの鋼の組織中にはベイナイト的組織のほかにマルテンサイトや残留オーステナイトが混在することがあり、中間段階組織とかベイナイト組織と呼ぶのは不適当と思われる場合もあるので、フェライト・パーライト変態以下の温度で生成する組織成分を総称して低温変態生成物ということにする。また Cr や Mo を含む低合金鋼のパーライト変態直下の上部ベイナイト変態領域で、炭化物を含まない針状のフェライトが生成することが多くの研究者によつて認められている^{4)~7)}これは X-constituent, acicular ferrite, probainitic ferrite または bainitic ferrite などと呼ばれているが、このような組織の下部構造、生成過程、機械的性質におよぼす影響など初析フェライトと対比させて研究することは興味ある問題の1つである。

このように低炭素低合金鋼の変態挙動については多くの研究がなされているが、その組織の微細構造と機械的性質との関係についてさらに詳しく定量的に研究する必要があると思われる。一般に鋼の組織を調整する方法として、合金元素と冷却速度の2つがある。Mo はフェライト・パーライト変態を抑制する効果が大いことがよく知られている⁸⁾⁹⁾。本研究は、非調質高張力鋼の基本形となる鋼種について、Mo の合金成分量、および焼ならし冷却速度を変えて各種の混在組織を有する試料を作り、フェライト・パーライト鋼の機械的性質におよぼす低温変態生成物の影響を明らかにすることを目的として行なつたものである。

2. 試料および実験方法

2.1 供試材

実験に用いた試料はすべて SS 34 または SS 41 を基材とし、Ferro-Mo、電解 Cr、およびスウェーデン鉄を添加して成分を調整し、高周波誘導炉で大気中溶解し 20 kg インゴットに鑄込んだ。これらのインゴットを 1250°C で 1hr 加熱後 14 mm 角棒に鍛圧し供試材とした。その化学的組成を Table 1 に示す。

2.2 熱処理

冷却速度の影響を調べるため、920°C で 30 min 加熱後、850°C~500°C の範囲における平均冷却速度がそれぞれ約 100°C/min, 22°C/min および 1.6°C/min になるように冷却した。100°C/min は 14 mm 角棒の空冷速度で、22°C/min は厚さが 25 mm で 1m×1m の高張力鋼板の中心部の冷却速度にほぼ相当し、試料を鉄製容器に収めて空冷することによつて得られた。1.6°C/min の冷却速度はプログラム制御によつた。熱処理はすべて試料の酸化と脱炭を防ぐためアルゴン雰囲気中で行なつた。

2.3 組織観察

試料の組織は光学および電子顕微鏡で調べた。またベイナイト的組織の鋼に残留オーステナイトが多量に存在するという報告¹⁰⁾があるので、X線的に定量した。電子顕微鏡検査は、2段カーボンレプリカ、カーボン抽出レプリカおよび薄膜直接観察によつて行なつた。直接観察のための薄膜試料は、14 mm角の素材の直角方向に約 1 mm厚さの試片を切出し、化学研磨で約0.2 mm厚にし、最後にリン酸-クロム酸溶液および酢酸-クロム酸溶液を併用し、改良 BOLLMAN 装置によつて電解研磨した。これらの薄膜は、日本電子製 JEM 150 型電子顕微鏡で 150kV の加速電圧で観察した。残留オーステナイトは LiF モノクロメータを用いた X 線ディフラクトメータで、オーステナイトの 111, フェライトの 110 のピークについて point by point 法で測定した。

2.4 機械的試験

機械的性質は引張、衝撃、硬さ試験によつて調べた。引張試験は ASTM の小型引張試験片に準拠した直径 6 mmφ、標点間距離 25 mm のものを用い、インストロン引張試験機で、約 5.6×10^{-4} /sec の一定のひずみ速度で行なつた。応力-ひずみ線図は、1 mm/min のクロスヘッド速度に対し、チャート速度を 30 mm/min として記録した。衝撃試験は標準 V ノッチシャルピー衝撃試験片を用い、-75°C ~ 100°C の温度範囲で行ない、吸収エネルギーを求めると同時に破面観察を行ない、延性破面が 50% となる点を衝撃遷移温度とした。

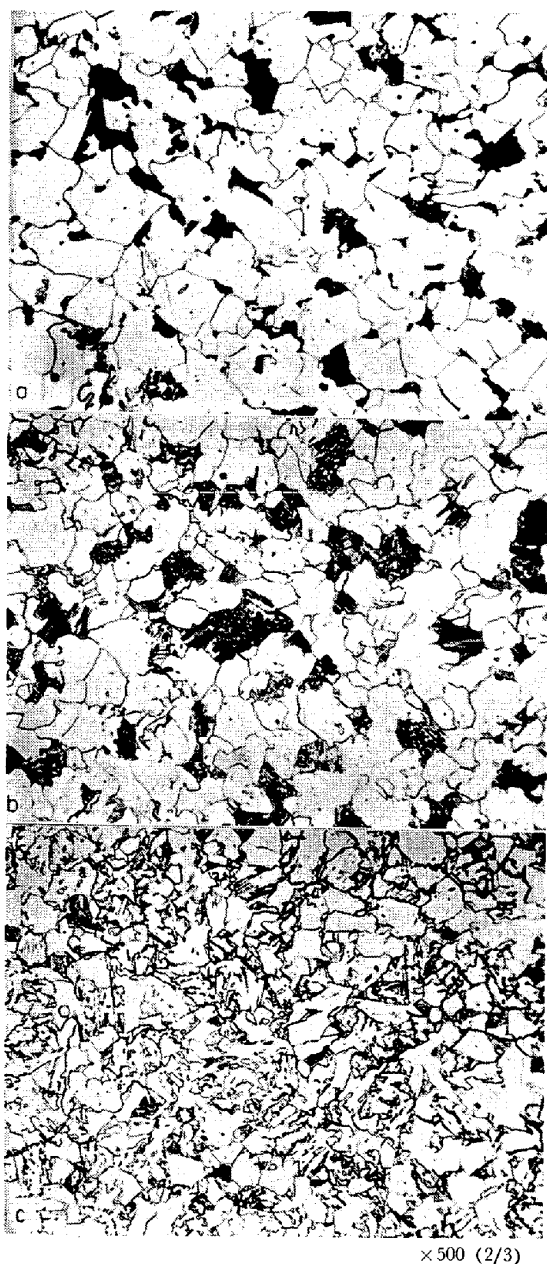
Table 1. Chemical composition of steels. (wt%)

No	C	Si	Mn	P	S	Mo	Cu	Cr	Al	ΣN
1	0.096	0.21	1.36	0.019	0.020	0.05	0.26	0.12	0.014	0.0087
2	0.092	0.22	1.40	0.018	0.022	0.23	0.26	0.12	0.031	0.0093
3	0.100	0.21	1.37	0.019	0.020	0.43	0.26	0.12	0.020	0.0098
4	0.101	0.18	1.33	0.019	0.020	0.62	0.26	0.12	0.021	0.0102

3. 実験結果および考察

3.1 顕微鏡組織

最も遅い $1.6^{\circ}\text{C}/\text{min}$ で冷却した場合, Mo を 0.05% 含む No 1 鋼と 0.23% 含む No 2 鋼の組織は完全なフェライト・パーライト組織であつたが, Mo を 0.43% と 0.62% 含む No 3 と 4 鋼では上部ベイナイト的組織がやや混在した. この冷却速度では初析フェライトの結晶粒度がかなり変化し, Mo が 0.23% の場合最も微細であつた. 中間の $22^{\circ}\text{C}/\text{min}$ で冷却した試料は,



(a) Steel 1 cooled at $22^{\circ}\text{C}/\text{min}$
(b) Steel 3 cooled at $22^{\circ}\text{C}/\text{min}$
(c) Steel 4 cooled at $100^{\circ}\text{C}/\text{min}$

Photo. 1. Microstructures of Mo containing steels.

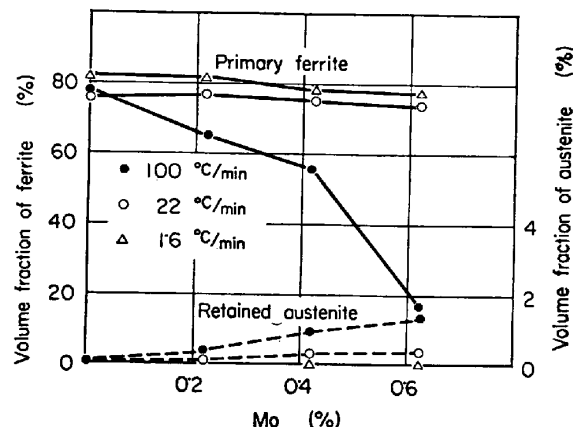


Fig. 1. Change of microstructure with cooling rate and Mo content.

Mo が 0.05% の場合は完全にフェライト・パーライト組織を呈したが (Photo. 1 a) Mo が 0.23% 以上含まれるとベイナイト的炭化物配列が見られる組織と, マルテンサイト的組織が混在した (Photo. 1 b) 最も速い $100^{\circ}\text{C}/\text{min}$ で冷却した場合, Mo を 0.05% 含む試料においてもすでにパーライトのほかにベイナイト的組織が混在した. そしてこの冷却速度では Mo 量の増加にともなつてパーライト以外の低温変態生成物が著しく増加した. Photo. 1 c は Mo を 0.62% 含む試料の組織を示す. Fig. 1 に Mo 量に対する初析フェライト量の変化を示したが, $100^{\circ}\text{C}/\text{min}$ の冷却速度で Mo 量の増加にしたがつて初析フェライトの著しい減少, すなわち低温変態生成物の増加を示している. $1.6^{\circ}\text{C}/\text{min}$ と $22^{\circ}\text{C}/\text{min}$ の冷却速度では初析フェライト量がほとんど変化していないので, この 2 つの系列でパーライト+低温変態生成物の総量がほとんど変化なしに低温変態生成物に変わった場合の性質変化を比較することができ, $100^{\circ}\text{C}/\text{min}$ の場合は低温変態生成物の量が変化したときの影響を見ることができる. なお Fig. 1 には残留オーステナイト量も同時にプロットした. 残留オーステナイトはフェライト・パーライト組織のものには認められなかったが, 低温変態生成物を含む試料では微量検出された. Mo を 0.62% 含む $100^{\circ}\text{C}/\text{min}$ で冷却した試料で, 1.4% の残留オーステナイトが認められ, 以下低温変態生成物の量に比例して少なくなった.

電子顕微鏡観察によると, フェライト・パーライト組織のものは, わずかの転位を含む初析フェライトとパーライトよりなる典型的な組織であつたが (Photo. 2), 低温変態生成物を含む試料では, 転位の少ない初析フェライト部分と, SHACKLETON¹¹⁾らの低合金鋼の恒温変態ベイナイト組織によく似た morphology を示す部分, およびきわめて転位密度が高く長さが数 μ で幅が 1μ 以下の針

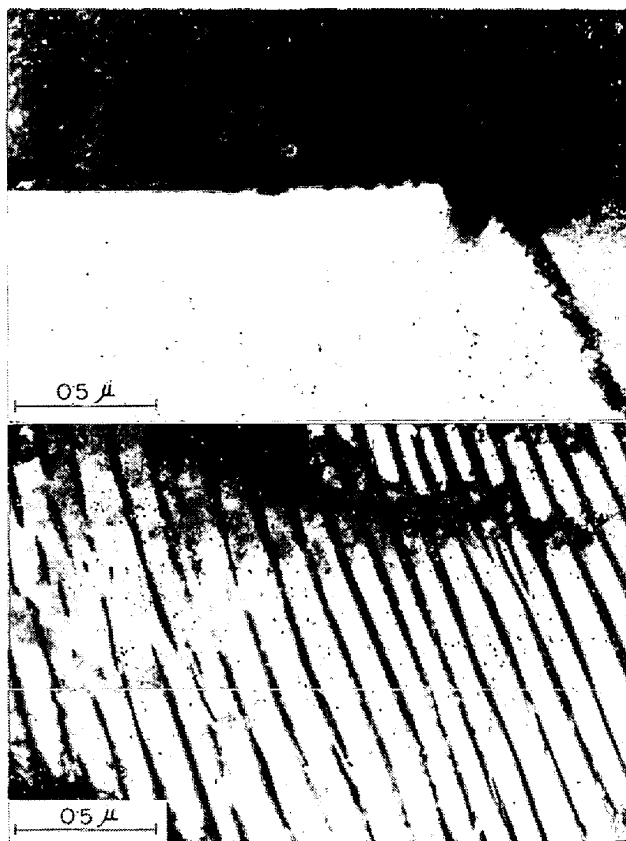


Photo. 2. Transmission electron micrographs of steel 1 cooled at 1.6°C/min showing ferrite and pearlite structures.

状組織を呈する部分が混在した。Photo. 3 は Mo を 0.43% 含む試料を 22°C/min で冷却したとき得られたベイナイト組織を示したもので、a では多数の転位を含むフェライトマトリックス中に炭化物が方向性をもって並んでいるのが見られ、b ではフェライト板の境界にそって炭化物が板状に析出し、同時に内部にも析出している上部ベイナイト組織の 1 例である。Mo を 0.62% 含む 100°C/min で冷却した試料では、転位を比較的多く含むフェライトと、かなり転位密度が高く幅が 2~3 μ 程度の比較的大きな板状を呈し、炭化物が全く認められないフェライト部分がかなり多く認められたが、これは上部ベイナイトにおける炭化物の無い組織に対応し、いわゆる bainitic ferrite の部分に相当するものと思われる (Photo. 4 a)。また同 b は同じ試料中に認められた針状組織部分であるが、これは KELLY と NUTTING⁽¹²⁾ が示した低炭素マルテンサイトに類似したもので、光学顕微鏡写真でフェライト中に薄く島状にエッチされた部分に当たるものと思われる。またわずかではあつたが、ミクロ双晶を含むマルテンサイト組織も観察された。このように Mo を含む焼ならし低炭素鋼中に、フェライト・パーライト以外に、bainitic ferrite、上部および下部ベ

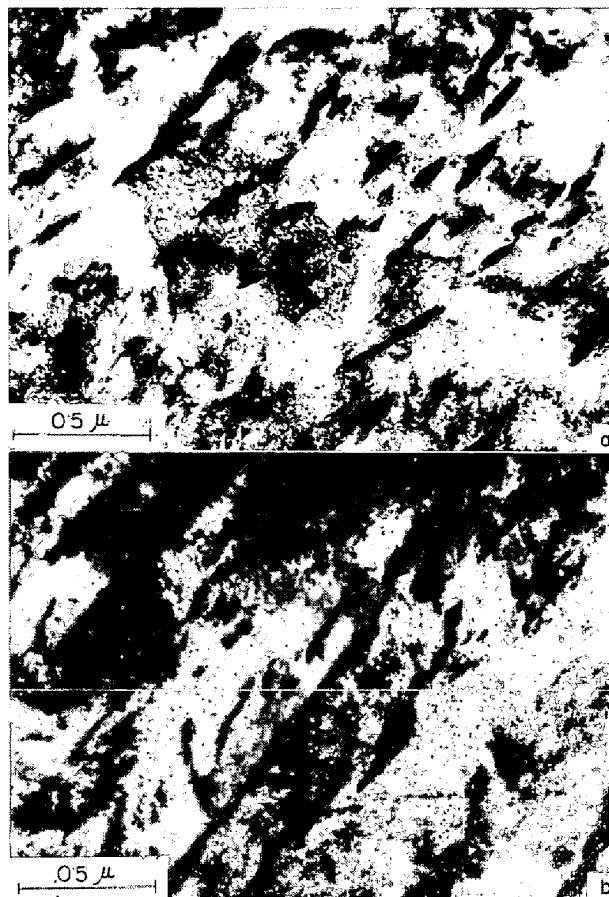


Photo. 3. Transmission electron micrographs of steel 3 cooled at 22°C/min showing bainite structure.

ナイト、マルテンサイトおよび残留オーステナイトなどが存在していることが観察された。また一方、低温変態生成物と初析フェライトの境界部に多数の転位が認められた。Photo. 5 はその 1 例を示したもので、a は初析フェライトとマルテンサイト、b はベイナイトとの境界を示す。いずれも初析フェライト中に境界から多数の転位が発生している様子がよくわかる。これらの転位は膨張を伴うマルテンサイトまたはベイナイトの変態の際に導入されたひずみに起因するものであると解される。これに反し初析フェライトとパーライトの境界にはそのような転位は認められなかつた (Photo. 6)。

組織中に観察された炭化物を、抽出レプリカにとり電子回折したが、いずれも Fe_3C に相当する回折パターンを示した。Photo. 7 は Mo を 0.62% 含む 100°C/min で冷却した試料の下部ベイナイト組織部分の抽出レプリカと電子回折パターンの 1 例である。

3.2 引張試験結果

Table 2 に示した機械的性質の引張試験結果を見ると、Mo の添加によつていずれの冷却速度の場合も引張強さが増加し、伸び、絞りも減少している。しかし降伏

強さまたは 0.2% 耐力の変化は冷却速度によつて異なる傾向を示した. $1.6^{\circ}\text{C}/\text{min}$ で徐冷した場合, 全部の試料が明らかな降伏現象を示し, Mo を 0.23% 含む試料が最も高い降伏強さを示した. 中間の $22^{\circ}\text{C}/\text{min}$ の場合は Mo が 0.05% 含まれる試料では降伏現象が見られたが, 0.23% 以上の試料では見られなくなり, 0.05

% Mo 鋼の降伏比と比較して 0.2% 耐力比が著しく低下した. 最も速い $100^{\circ}\text{C}/\text{min}$ の冷却速度の場合, すべての試料で降伏現象が見られなかったが, 0.2% 耐力は Mo 量とともに増加を示し, 耐力比もやや増加する傾向が見られた. 顕微鏡組織と対比させて考えると, 完全にフェライト・パーライト組織の場合, すなわち冷却速度

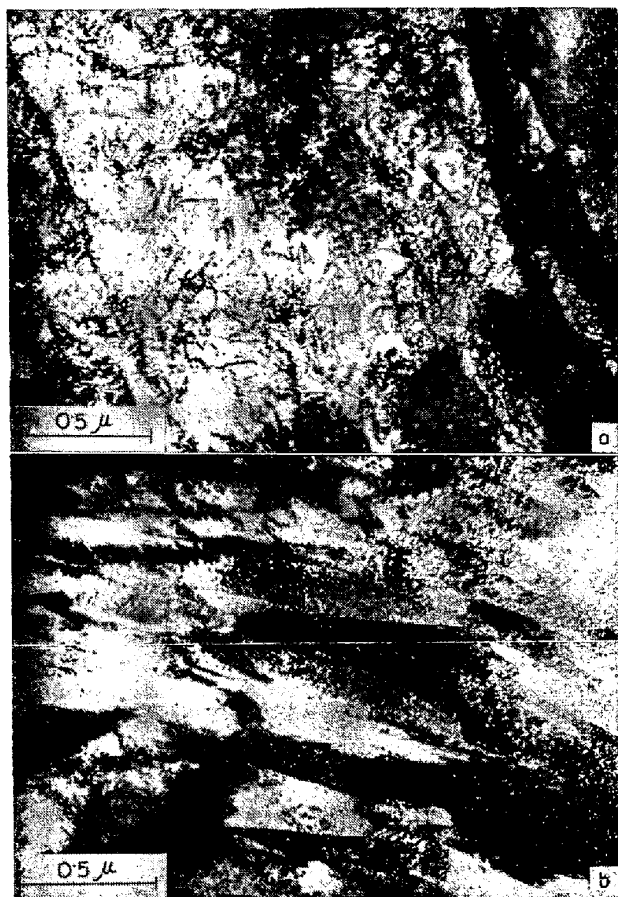


Photo. 4. Transmission electron micrographs of steel 4 cooled at $100^{\circ}\text{C}/\text{min}$ showing bainitic ferrite (a) and martensite structures (b).

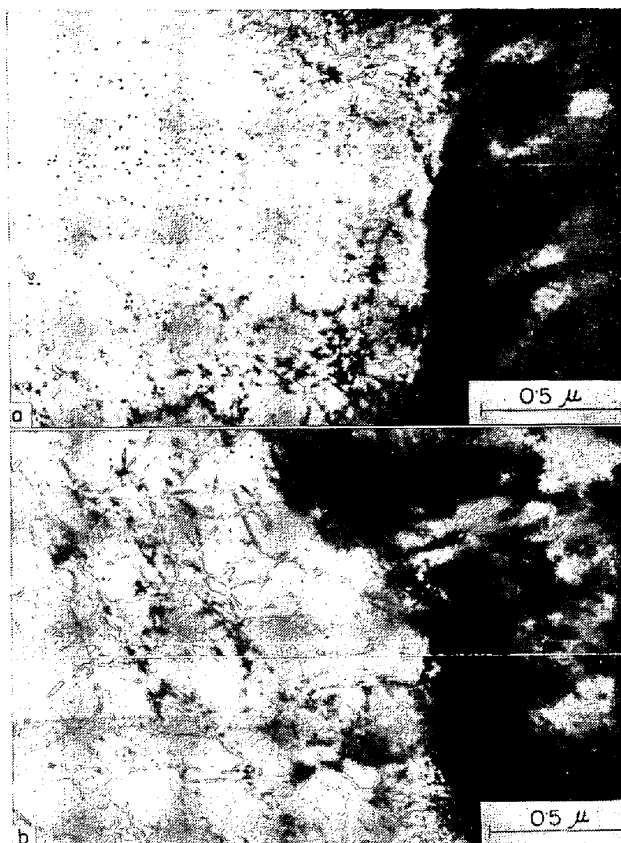


Photo. 5. Transmission electron micrographs of steel 3 cooled at $22^{\circ}\text{C}/\text{min}$ showing high dislocation density in primary ferrite generated from grain boundary between ferrite and martensite (a) or bainite (b).

Table 2. Mechanical properties of steels.

Cooling rate	Steel No	T. S. (kg/mm^2)	Y. P. (kg/mm^2)	0.2%P.S. (kg/mm^2)	Y.P. or P.S. T. S.	El. (%)	R. A. (%)	n	Hv	vTrs ($^{\circ}\text{C}$)
$1.6^{\circ}\text{C}/\text{min}$	1	48.0	31.7	—	0.67	39.2	72.2	0.240	135	+10
	2	51.6	37.5	—	0.73	36.0	69.5	0.241	151	-61
	3	51.7	35.2	—	0.68	37.1	69.9	0.218	147	-24
	4	53.5	33.5	—	0.63	34.2	69.4	0.214	152	-10
$22^{\circ}\text{C}/\text{min}$	1	49.7	31.2	—	0.63	38.8	71.5	0.240	144	+7
	2	56.9	—	28.1	0.49	34.4	64.4	0.238	161	-14
	3	57.5	—	29.1	0.50	32.0	64.1	0.213	168	+17
	4	58.9	—	30.6	0.52	29.0	62.7	0.197	174	+17
$100^{\circ}\text{C}/\text{min}$	1	52.9	—	28.2	0.53	34.8	66.5	0.240	153	+23
	2	60.7	—	29.9	0.49	30.0	57.6	0.230	171	+3
	3	63.5	—	35.4	0.56	29.4	57.3	0.210	181	+23
	4	70.0	—	42.3	0.60	28.4	61.7	0.190	212	+16



Photo. 6. Transmission electron micrographs of steel 1 cooled at 1.6°C/min showing no dislocations in primary ferrite at grain boundary between ferrite and pearlite.

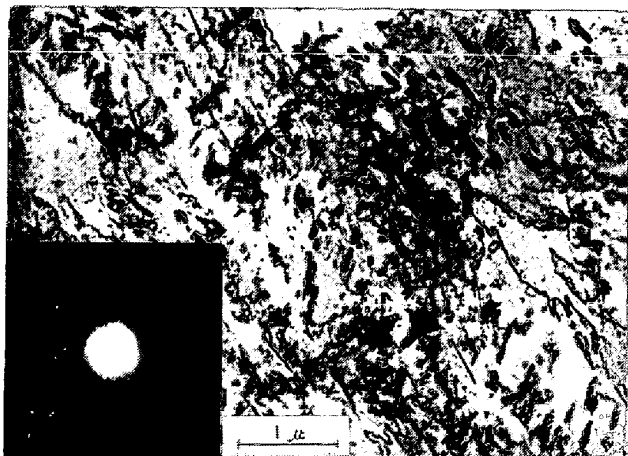


Photo. 7. Carbon extraction replica of steel 4 cooled at 100°C/min.

が 1.6°C/min で Mo が 0.23% 以下の試料と、22°C/min で Mo が 0.05% の試料では明らかな降伏現象が認められた。また Mo を 0.43% と 0.62% 含み、1.6°C/min で冷却した上部ベイナイト的組織が数%程度混在する試料では降伏点伸びは減少したが、まだいずれも降伏点が見られた。しかし他の下部ベイナイトやマルテンサイトのような低温変態生成物を含む試料では降伏点は全く認められなかった。フェライト・パーライト組織鋼の降伏比は約 0.7 前後であつたが、低温変態生成物を含む試料の耐力比は 0.5 前後に低下した。しかし低温変態生成物の量が増すと耐力比はやや高くなる傾向が見られた。

Fig. 2 は Mo が 0.05% と 0.43% 含まれる試料の 3 つの冷却速度に対して得られた荷重-伸び線図を示す。No 1 鋼を 22°C/min と 1.6°C/min で冷却した場合は完全なフェライト・パーライト組織、No 3 の 1.6°C

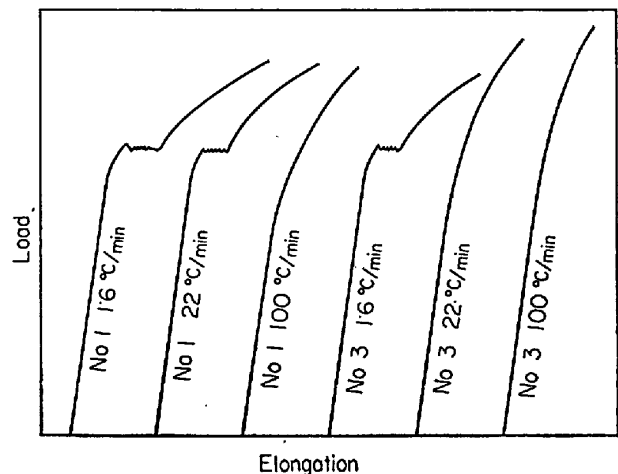


Fig. 2. Load-elongation curves of No 1 and No 3 steels.

/min は上部ベイナイトの組織が一部混在した組織であるが、いずれもはつきりした降伏点が見られる。しかし下部ベイナイトやマルテンサイトのような低温変態生成物を含む No 1 の 100°C/min および No 3 の 100°C/min と 22°C/min には降伏点が存在しない。薄膜の電顕直接観察結果で明かなように、低温変態生成物を含む試料中には、微視的な不均質ひずみが存在し降伏点が現われなくなるものと考えられる。

一般にフェライト・パーライト鋼の強度は、合金元素の固溶硬化、結晶粒度、およびパーライト量で決定される。IRVINE¹⁾はフェライト・パーライト組織鋼におけるパーライト量の引張強さに対する寄与として、

$$\Delta\sigma_{TS}(\text{kg/mm}^2) = 0.392 \times (\text{パーライトの}\%)$$

Mo の固溶硬化については、引張強さに対し

$$\Delta\sigma_{TS}(\text{kg/mm}^2) = 5.1 \times (\text{Mo}\%)$$

降伏強さに対して

$$\Delta\sigma_{LYP}(\text{kg/mm}^2) = 1.4 \times (\text{Mo}\%)$$

なることを示した。これらの値を用い、降伏点を生じた試料について Mo 量とパーライト量の効果を補正し、 $d^{-1/2}$ (d は初析フェライトの平均結晶粒径) に対して Fig. 3 に黒印でプロットした。その結果、引張強さと降伏強さの両者とも $d^{-1/2}$ に対して直線関係があり、降伏強さの結晶粒度依存性がより強く認められた。同じ図に低温変態生成物を含む降伏点を生じなかった試料についても白印でプロットした。ただし低温変態生成物が多く初析フェライトがわずかにしか含まれていない、Mo を 0.62% 含み 100°C/min で冷却した試料の値は除外した。この場合、低温変態生成物の強度に対する寄与が明らかでないので、Mo 量のみの補正しか加えてなく、また低温変態生成物を含む試料は冷却速度の速いグループに属し、全般的に粒度が細かいので、粒度依存性ははつ

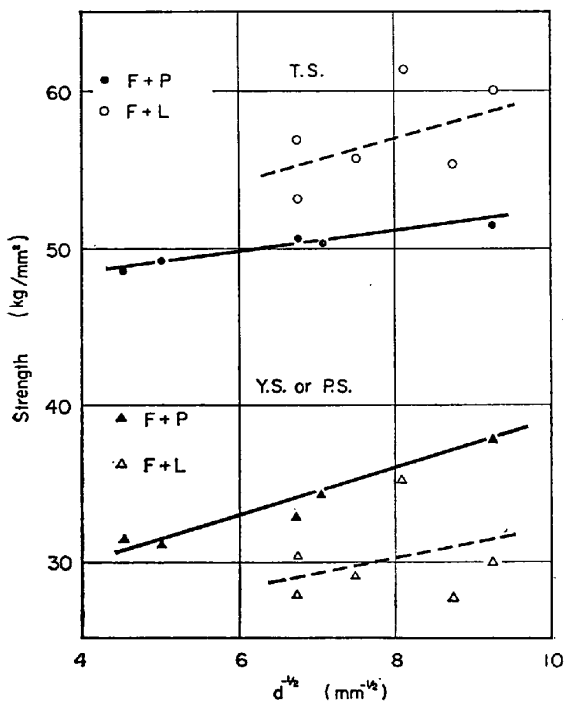


Fig. 3. Relation between tensile properties and ferrite grain size of steels with ferrite-pearlite structures (F+P) and with some mixture of low temperature transformation products (F+L).

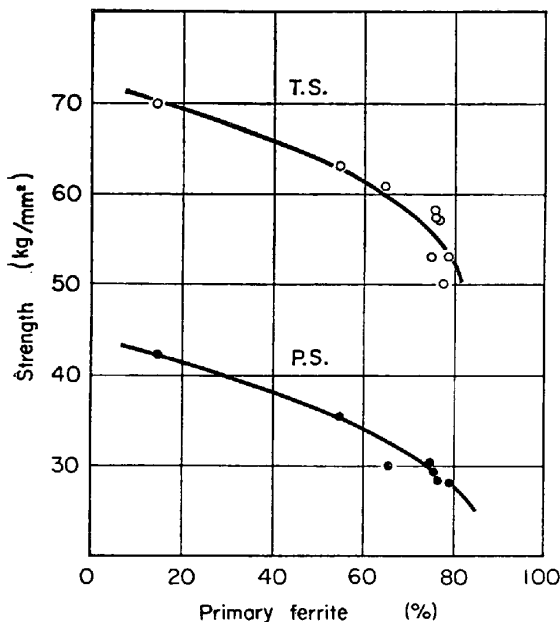


Fig. 4. Effect of primary ferrite on tensile properties of steels with low temperature transformation products.

きりしないが、フェライト・パーライト鋼の値に比較して引張強さは高いが耐力が低く、降伏比に対する耐力比が低いことがわかる。

つぎに低温変態生成物を含む鋼の初析フェライト量に対して強度を Fig. 4 にプロットした。初析フェライト

量の減少、すなわち低温変態生成物の増加とともに引張強さと耐力がともに増加している。低温変態生成物を含む鋼の強度増加に対して、その量が支配的因子であるといえよう。このことは遠藤ら²⁾の結果と一致した。

以上の実験結果をまとめて考えると、冷却速度が 1.6 °C/min の場合、降伏点の変化は主として結晶粒度の変化によるものと考えられ、22°C/min の場合、引張強さは Mo 量の増加とともに増したが、耐力がほとんど変わらず耐力比が低下したことは、パーライトが低温変態生成物へ変化したことにもとづくものであり、100°C/min で冷却した場合の引張強さの増加は低温変態生成物の量の増加によって説明できる。

つぎに鋼のじん性を表わす伸び、絞りに対して低温変態生成物がどのように影響するか検討した。低温変態生成物を含む鋼は全般的に伸び絞りが減少するが、ほとんど初析フェライトを含まず大部分が低温変態生成物よりなる組織となると、比較的少量含まれる場合に比べてやや上昇する傾向が見られた。Fig. 5 は引張強さに対して伸び、絞りの値をプロットしたもので、黒印はフェライト・パーライト組織、白印は低温変態生成物を含む鋼の値を示すが、両者ともほぼ直線的に引張強さが増すと減少する傾向を示している。そしてフェライト・パーライト組織と低温変態生成物を含む鋼の値はほとんど同じ直線上に乗り、同じ強度レベルで比較するとほぼ同じであるといえるであろう。

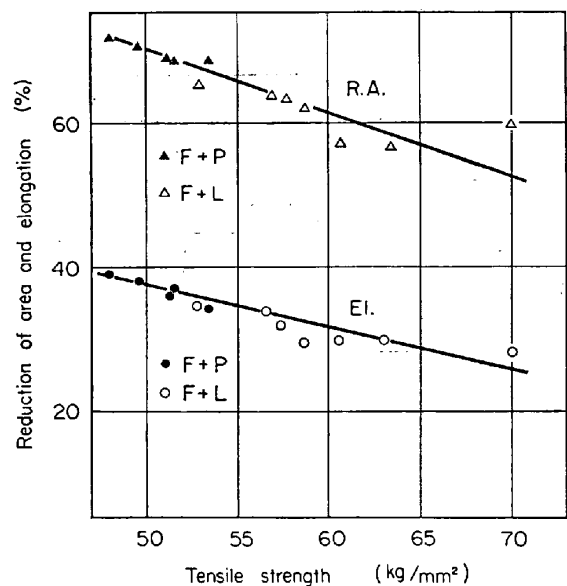


Fig. 5. Correlation between strength and ductility.

高張力鋼の性質で重要なものの 1 つに塑性加工性がある。引張試験の結果からひずみ硬化指数 n と真一様伸び ϵ_u を求め低温変態生成物の影響について調べた。引張

試験における最大荷重点までの真応力-真ひずみ曲線は一般に次式で近似される。

$$\sigma = K \varepsilon^n$$

ここで σ は真応力, ε は真ひずみ, K は定数である。

$\log \sigma$ と $\log \varepsilon$ の関係をプロットすると真線に乗り, その勾配から指数 n が求められる。また真一様伸びは最大荷重点における公称伸び e から次式によつて計算した¹³⁾。

$$\varepsilon_u = \ln(e + 1)$$

ところでこれらの塑性加工性を評価するに当たつて, フェライト中への Mo の固溶効果を考慮する必要がある。F. E. BOWMAN¹⁴⁾ らは鋼中のフェライトと炭化物間の Mo の分配を決定する方法として, フェライトの格子定数と固溶 Mo の関係を求めている。われわれの Mo を添加しなかつた試料は冷却速度によつて格子定数がほとんど変化しなかつたので, Mo 以外の他元素の影響は無視できるものとし, Mo を添加しない試料と添加した試料の格子定数の差から彼らのデータを利用してフェライト中の固溶 Mo を計算した。Fig. 6 は 3 つの冷却速度に対する固溶 Mo の変化を示したもので, 格子定数の測定精度からいつて絶対値にはやや問題があるが, いずれも冷却速度が速い程固溶 Mo が多い傾向を示している。このようにして求めた固溶 Mo 量に対してひずみ硬化指数 n と真一様伸び ε_u を Fig. 7 にプロットした。固溶 Mo が増すと n も ε_u も直線的に減少する。そしてフェライト・パーライト組織のものと, 低温変態生成物を含む組織のものがいずれも同一直線上に乗ることがわかる。すなわち, 固溶 Mo の効果を除いて考えると組織の変化に

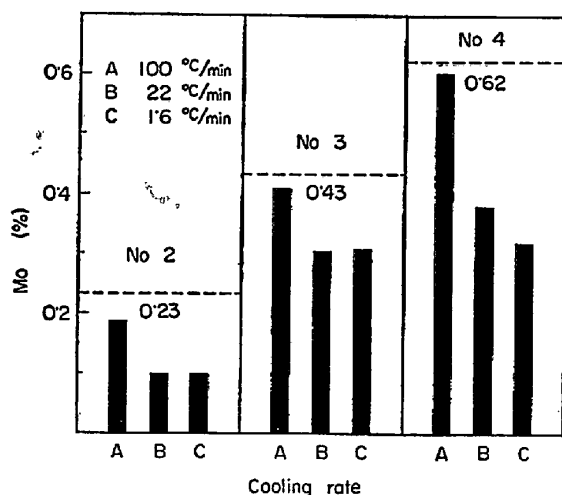


Fig. 6. Change of Mo content in ferrite with cooling rate.

よつて n と ε_u があまり変化しないといえるであろう。

3.3 衝撃試験結果

低温変態生成物が組織中に混在する場合の性質変化の

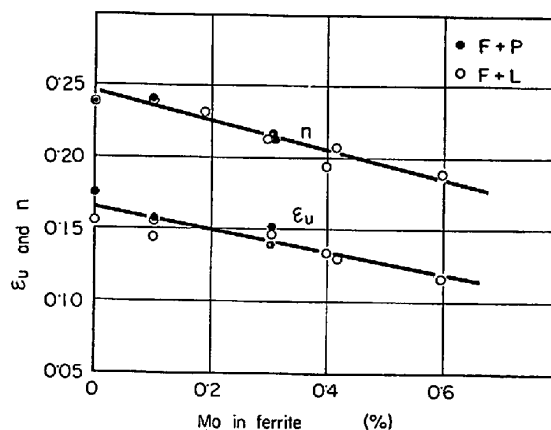


Fig. 7. Relation between Mo content in ferrite and strain hardening exponent and true uniform strain.

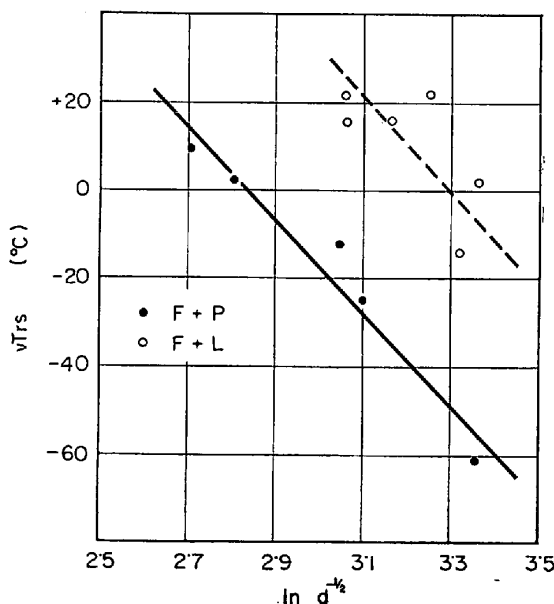
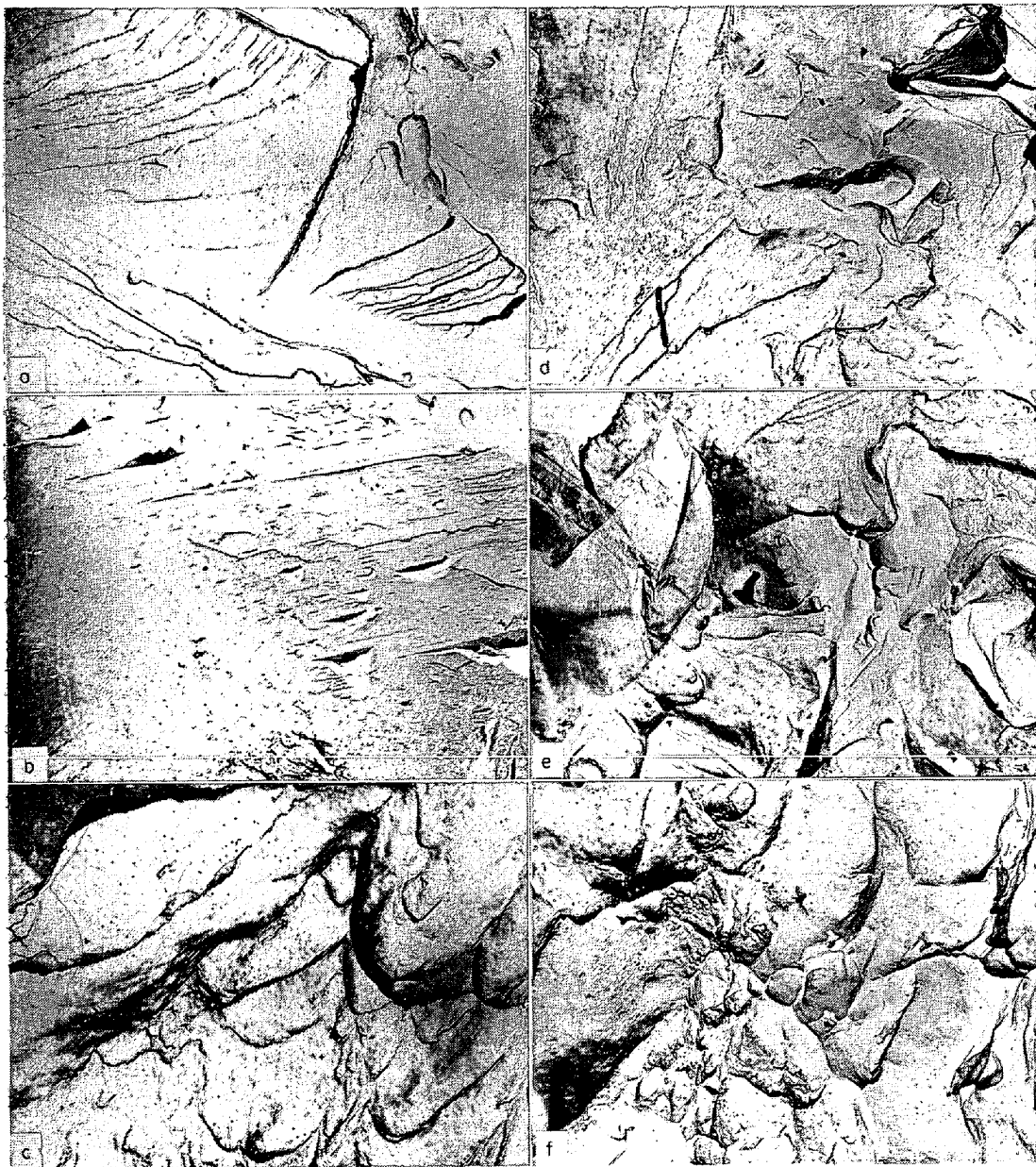


Fig. 8. Relation between ferrite grain size and impact transition temperature (50% ductile fracture criterion, d : cm).

なかで最も顕著なもの1つは衝撃値である。温度-衝撃吸収エネルギー曲線は, 低温変態生成物を含む試料はいずれもフェライト・パーライト組織の試料に比べてエネルギー値が低く, かつ延性-脆性遷移温度範囲が広くなる傾向を示した。最大吸収エネルギー値は, フェライト・パーライト組織鋼では約 18~20 kgm 程度であつたが, 低温変態生成物が含まれると 10~13 kgm 程度に低下した。50%延性破面遷移温度を見ると, 初析フェライトの結晶粒度によつて大きな変化を示した。遷移温度に対する低温変態生成物の影響を調べるためにはこのフェライト結晶粒度の影響を除いて考えなくてはならない。J. HESLOP と N. J. PETCH¹⁵⁾ は衝撃遷移温度とフェライト結晶粒度の関係を導き, フェライトの平均結晶粒径

を d とすれば衝撃遷移温度は $\ln d^{-1/2}$ に対して直線関係があることを見出した. この関係を用いて本実験の50%延性破面率で表わした遷移温度をプロットしたのがFig. 8である. ただしここで Mo を 0.62% 含み 100°C/minで冷却した初析フェライトがわずかしこ含まれていない試料は除外した. これを見ると明らかに2つのグループに大別される. 図中の黒丸は完全なフェライト・パーライト組織, ならびにパーライトのほかに上部ベイナイト的組織が一部混在した試料で引張試験でいずれも降伏点が生じたものの値である. 白丸は低温変態生成物を含み降伏点を生じなかった試料のグループである. 低温

変態生成物を含むグループの値はややばらついており, 粒度の範囲も細粒側にかたよっているが, いずれのグループも $\ln d^{-1/2}$ に対してほぼ直線関係があり, 同じ結晶粒度で比較すると, マルテンサイトや下部ベイナイト組織のような低温変態生成物の混在する試料では約 50°C 遷移温度が上昇することがわかる. そして低温変態生成物の総量が本実験の範囲内の約 10~40% 程度の間では遷移温度に対する生成量の影響は少ないようである. 下部ベイナイトやマルテンサイト組織が比較的少量含まれても遷移温度が急激に上昇するが, 上部ベイナイトが一部混在しても遷移温度はほとんど変わらない. 低温変態



(a) and (b) Steel 1 broken at -75°C (c) Steel 1 broken at $+80^{\circ}\text{C}$ $\times 6000$ (3/5)
(d) and (e) Steel 4 broken at $+10^{\circ}\text{C}$ (f) Steel 4 broken at $+100^{\circ}\text{C}$

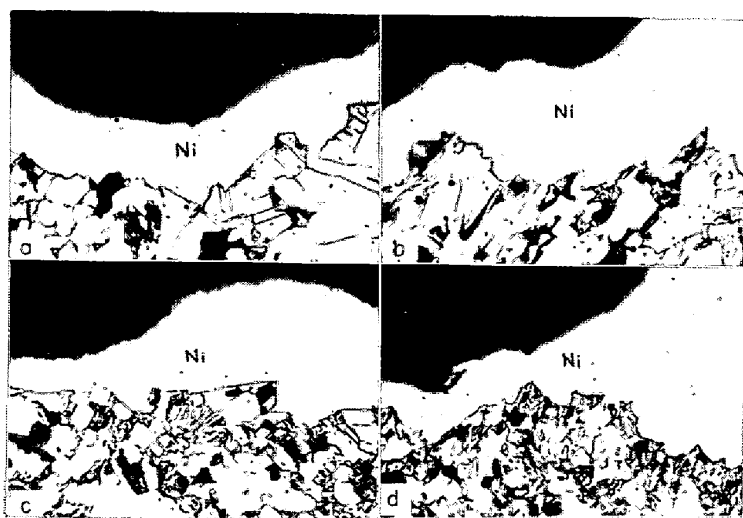
Photo. 8. Electron fractographs of steel 1 cooled at $22^{\circ}\text{C}/\text{min}$ and steel 4 cooled at $100^{\circ}\text{C}/\text{min}$ broken by impact.

生成物の各組織成分を正確に定量するのが困難であるので、遷移温度を上昇させる組織成分の臨界値ははつきりわからないが、下部ベイナイトやマルテンサイト組織が数%含まれても遷移温度が急激に上昇し、それ以上低温変態生成物の生成量が増してもあまり変わらないようである。

3.4 衝撃破面の観察

低温変態生成物の混在によつて衝撃遷移温度が著しく上昇することが示されたが、フェライト・パーライト組織のものと、低温変態生成物を含む代表的な試料のシャルピー衝撃破面を光学および電子顕微鏡によつて観察し破壊の相様を調べた。

Photo. 8 は得られた fractograph の代表的な例である。a, b, c は Mo を 0.05% 含む試料を 22°C/min で冷却した場合のフェライト・パーライト組織の破面で、d, e, f は Mo を 0.62% 含む試料を 100°C/min で冷却したときのほとんど低温変態生成物よりなる組織の破面である。また同じ試料の fracture profile の光学顕微鏡写真を Photo. 9 に示す。Photo. 8 の a は -75°C で破断した脆性破面を呈する試料の写真で、へき開面を示す river marking が見られ、facet もほぼフェライトの大きさに対応している。Photo. 9 の a の fracture profile から破断の大部分がフェライト粒内を横切るへき開破壊であることを示している。このようなへき開のクラックはしばしばパーライトの所で停止していることが報告されているが¹⁶⁾、そのような個所もわずかであるが観察された。



(a) Steel 1 broken at -75°C (b) Steel 1 broken at +80°C ×400(1/2)
(c) Steel 4 broken at +10°C (d) Steel 4 broken at +100°C

Photo. 9. Fracture profile of steel 1 cooled at 22°C/min and steel 4 cooled at 100°C/min broken by impact.

Photo. 8 b は同じ試料で見られた“tongue”を示す。これは低温で破壊したフェライトのへき開面にしばしば観察された。この成因についてはクラック先端の高応力場に発生した変形双晶とへき開面の相互作用にもとづくものであるといわれている¹⁷⁾。Photo. 9 a の fracture profile にも破面直下のフェライト中に双晶が見えるが、低温になると双晶が数多く観察された。tongueの存在も低温のへき開壊を示す1つの特徴である。Photo. 8 c は+80°Cで破断した延性破面で、大きな dimple が観察された。シャルピー衝撃試験のような不均一応力下では、延性破壊は進行するクラック端の先行部における void の凝集によつて起きる。このようなクラックの進行は“tearing”と呼ばれ、dimple は破壊の原点に向かつて引伸された形状を呈する¹⁷⁾¹⁸⁾。fracture profile を見ると破断面の下でかなりの塑性変形が起きていることがわかる。

これに対して低温変態生成物を含む試料の破面はその組織に対応して複雑な様相を呈した。Photo. 8 の d, e は脆性破面であるが、river marking が比較的はつきりなくなり、facet も小さくなっている。またマルテンサイトやベイナイトの特徴を示す quasi-cleavage 的な個所も見られた。なおこの試料ではマクロ的に脆性破面を示しても、ミクロ的に見るとeのように局所的に延性破面が混在した。このような混在破面の存在は、衝撃遷移温度範囲を広くするであろう。延性破面もfのように dimple の大きさが場所によつて不揃いで、小さな dimple はマルテンサイトやベイナイト部分に関連するものと思われる。

低温変態生成物が比較的少量含まれる試料では、ミクロ的な応力集中によつてクラック核が発生しやすく、初析フェライトを通じてへき開クラックが進行して脆性破壊を引起しやすく遷移温度が上昇する。しかし低温変態生成物が増加して初析フェライトがほとんど含まれない状態になると遷移温度がやや改善される傾向があるのは、fractography の結果からもわかるように、低温変態生成物混在組織中でのクラックの進行が必ずしも容易でないことに起因するものと考えられる。

4. 結 言

低炭素高張力鋼の焼ならし組織中に低温変態生成物が混在したときの機械的性質におよぼす影響について、Mo の含有量と焼ならしの冷却速度を変えて各種の混在組織を有する鋼を作つて研究

し、つぎのような結論が得られた。

(1) 0.1%C, 0.2%Si, 1.4%Mn を基本とし, Mo を 0.6% まで添加した鋼の焼ならし組織中に, 初析フェライトとパーライトのほかに, ベイナイト, マルテンサイト, および残留オーステナイトが存在した. 薄膜試料の電顕直接観察によると, 初析フェライトと下部ベイナイトあるいはマルテンサイト組織の境界から初析フェライト中に多数の転位が発生しているのが認められた.

(2) 下部ベイナイトやマルテンサイトのような低温変態生成物が組織中に混在すると, 引張試験における降伏点が消失し, フェライト・パーライト鋼の 0.7 前後の降伏比が低温変態生成物の混在によつて 0.5 前後の耐力比に低下した. 引張強さは低温変態生成物の量に依存して増加した. 伸び, 絞りは低温変態生成物が含まれると全般的に低下したが, 引張強さに対してプロットするとフェライト・パーライト組織鋼と同じ直線上に乗ることが示された. またひずみ硬化指数 n と真一様伸び ϵ_u は, フェライト中の固溶 Mo に対して直線関係があり, 組織上の影響は少なかった.

(3) シャルピー衝撃遷移温度は下部ベイナイトやマルテンサイトのような低温変態生成物を含む, 含まないによつて 2 つのグループに大別され, それぞれ初析フェライトの結晶粒度の対数と直線関係があり, 同じ結晶粒度で比較すると, 低温変態生成物の混在によつて約 50 °C 遷移温度が上昇した. 上部ベイナイトの混在は影響が少ないようである. そして引張試験における降伏点のある試料は遷移温度の低いグループに, 降伏点のない試料は高いグループに属していた.

(4) 低温変態生成物を比較的少量含む鋼においては, ミクロ的な応力集中によつてクラック核が発生しやすく, フェライト中を通じてへき開破壊が進行し遷移温度が上昇する. 低温変態生成物が多い鋼の脆性破面中に

はミクロ的に延性破面が混在しているのが認められ, 衝撃遷移温度範囲が広がる傾向が見られた.

文 献

- 1) K. J. IRVINE and F. B. PICKERING: J. Iron Steel Inst., 201 (1963) 6, p. 944~959
- 2) 遠藤, 金尾: 鉄と鋼, 50 (1964) 2, p. 2017~2019
- 3) B. J. NIELD: J. Iron Steel Inst., 199 (1963), p. 22~26
- 4) E. S. DAVENPORT: Trans. Amer. Soc. Metals, 27 (1939), p. 837
- 5) K. J. IRVINE and F. B. PICKERING: J. Iron Steel Inst., 188 (1958), p. 101
- 6) R. V. FOSTINI et al.: Trans. Amer. Soc. Metals, 57 (1964), p. 632~649
- 7) 中島, 荒木: 鉄と鋼, 52 (1966) 7, p. 1061~1077
- 8) J. R. BLANCHARD et al.: Trans. Amer. Soc. Metals, 27 (1939), p. 697
- 9) R. W. PARCEL and R. F. MEHL: J. Metals, 4 (1952), p. 771~780
- 10) 邦武, 加藤: 鉄と鋼, 50 (1964) 4, p. 662~664
- 11) D. N. SHACKLETON and P. M. KELLY: Iron Steel Inst. Spec. Rep., 93 (1965), p. 126~134
- 12) P. M. KELLY and J. NUTTING: Proc. Roy. Soc. (A), 259 (1960), p. 45~58
- 13) G. E. DIETER: Mechanical Metallurgy, McGRAW-HILL, (1961), p. 244
- 14) F. B. BOWMAN et al.: Trans. Amer. Soc. Metals, 31 (1943), p. 487~500
- 15) J. HESLOP and N. J. PETCH: Phil. Mag., 3 (1958), p. 1128~1136
- 16) K. W. BURNS and F. B. PICKERING: J. Iron Steel Inst., 202 (1964), p. 899~906
- 17) J. PLATEAU et al.: Proc. 1st International Conference on Fracture (1965), vol. 2, p. 595
- 18) J. J. IRANI: Iron Steel Inst. Spec. Rep., 93 (1965), p. 195