

論文

UDC 669.15'28-194.2 : 669.112.227.322.8 : 539.4

モリブデン鋼の恒温変態特異組織の靱性および延性について*

井上 毅**・木下 修司***

Toughness and Ductility of a Characteristic Structure in Isothermally Transformed Molybdenum Steel

Tsuyoshi INOUE and Shushi KINOSHITA

Synopsis:

Tensile and impact properties have been examined on isothermally transformed plain 0.2%C steel and 0.2%C-0.5%Mo steel with particular attention to a characteristic structure formed in a molybdenum steel.

In a plain carbon steel, ferrite-lamellar pearlite structure is formed over transformation temperatures of 450~680°C, while in a molybdenum steel, divorced pearlite structure with blocky carbides is formed at 600~680°C and bainite structure at 450~550°C.

Lamellar pearlite structures show increasing tensile strengths and decreasing FATT (fracture appearance transition temperature) with decreasing the lamellar spacing, but ductility in tensile tests and shelf energy in impact tests are remained unaffected. With appearance of divorced pearlite in a molybdenum steel, both tensile and impact properties are markedly impaired; tensile strength, ductility, and shelf energy are lowered and FATT is raised.

Detailed observations of ductile fracture processes show that void initiation occurs at smaller strains in the divorced pearlite compared to the lamellar pearlite or bainite structure.

Detrimental effects of the divorced pearlite structure on both impact and tensile properties can be attributed to the large, irregular-shaped carbides in the structure.

1. 緒 言

Mo を含む鋼の焼入れ焼もどし過程に生じる、合金炭化物の析出とそれとともなる 2 次硬化などの機械的性質の変化については古くから知られており、多くの研究が報告されている^{1)~3)}。しかし、Mo 鋼の恒温変態過程に関する研究は少なく、析出炭化物、変態組織およびその機械的性質についてはあまり知られていない。

著者らは前に、Mo 鋼の恒温変態時に生成される炭化

物および組織形態について調査し、特に A₁ 点直下に近い温度域で変態したときには、粗大な炭化物が塊状に析出した特異組織（ディボースト・パーライト）が生成されることを報告した⁴⁾⁵⁾。

このようなディボースト・パーライト組織が生成されると、組織中の第 2 相粒子としての炭化物の形状、大きさ、分布などの形態が大きく変化するために、その機械的性質も当然影響されることが考えられる。

本研究では、特に第 2 相粒子の形態が大きな効果をも

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

Steel	C	Si	Mn	P	S	Mo	Al
CM 25	0.19	0.056	0.005	0.007	0.006	0.50	0.044
CM 20	0.21	0.055	0.006	0.005	0.006	—	0.042

* 昭和 51 年 2 月 19 日受付 (Received Feb. 19, 1976)

** (株)神戸製鋼所中央研究所 (Central Research Laboratory, Kobe Steel, Ltd., 1-3-18 Wakinohama Fukiai-ku Kobe 651)

*** (株)神戸製鋼所中央研究所 工博 (Central Research Laboratory, Kobe Steel, Ltd.)

つと思われる, 靱性および延性について調査し, 組織形態との関連から考察を試みた.

2. 実験方法

2.1 供試材

供試材は Fe-0.2%C-0.5%Mo 鋼 (CM 25) および Mo を含まない Fe-0.2%C 鋼 (CM 20) とし, その化学組成を Table 1 に示す. なお, Si, Mn を普通程度に含有する実用鋼においても, ディボースト・パーライトの出現は確認されているが⁶⁾, この場合には生成がきわめて狭い温度範囲に限られるため, これらの合金元素はできるだけ低位とした. 溶製は 100 KVA 高周波真空溶解炉で行ない, 90 kg 鋼塊としたのち, 熱間鍛造により 15 mm 角棒および 13 mm 丸棒とした.

2.2 熱処理

各供試材ともまず熱間鍛造による影響をとり除くために 900°C で焼ならし処理を行なったのち, 再度 900°C で 1 hr オーステナイト化を行ない, その後 680, 650, 600, 550, 500 および 450°C に保持した鉛浴中にすばやく浸漬し, 恒温変態を行なった. 恒温変態時間は各温度における変態反応が十分に完了するまで, すなわち CM 25 については 680°C で 90 min, 650, 600°C で 60 min 他は 30 min とし, また CM 20 については各温度とも 30 min とした. 恒温変態終了後は水焼入れとした.

2.3 機械試験

上記熱処理を行なったのち, 機械加工により, 15 mm 角棒からは 2 mm V ノッチ付シャルピー衝撃試験片 (JIS 4 号型) を, 13 mm 丸棒からは平行部直径 7 mm, 平行部長さ 30 mm, 標点距離 25 mm の丸型引張試験片 (JIS 4 号型) を作製した. 衝撃試験は -80°C ~ +200°C の範囲で行ない, 衝撃破面遷移温度 (FATT) およびシェ

ルフエネルギー ($E_{max.}$) を測定した. 引張試験は島津製オートグラフを用い, クロスヘッド速度 5 mm/min, 試験温度は常温で行ない, 引張強さ, 絞り (または破壊延性) を測定した.

2.4 組織および延性破壊過程の観察

各恒温変態によって生成された組織は, 光学顕微鏡により概観し, 組織の細部についてはレプリカ法により電顕観察を行なった.

本研究では特に延性におよぼす恒温変態組織の効果に主眼を置いて検討した. 引張試験において変形が進行して最終破壊に達するまでの延性破壊の過程について, 主としてディボースト・パーライト組織となつた供試材についてくわしく観察を行なった.

観察方法は前にフェライト・パーライトおよび球状炭化物の延性破壊過程をしらべたときに用いた方法⁷⁾と同じで, 破壊後の引張試験片の縦断面上で試験片のひずみの進行にともなつて延性破壊ボイドの発生, 成長および連結がどのように進行し, ディボースト・パーライトにみられる塊状炭化物がどのように効果をおよぼすかを走査型電顕 (SEM) で追つた. また引張試験の破面観察についても SEM を用いて行なった.

Table 2. Variation of microstructure with transformation temperature.

Transformation temperature (°C)	450 500 550 600 650 680					
	Structure	CM 20	Ferrite + Lamellar Pearlite			
	CM 25	Upper bainite	Divorced pearlite			

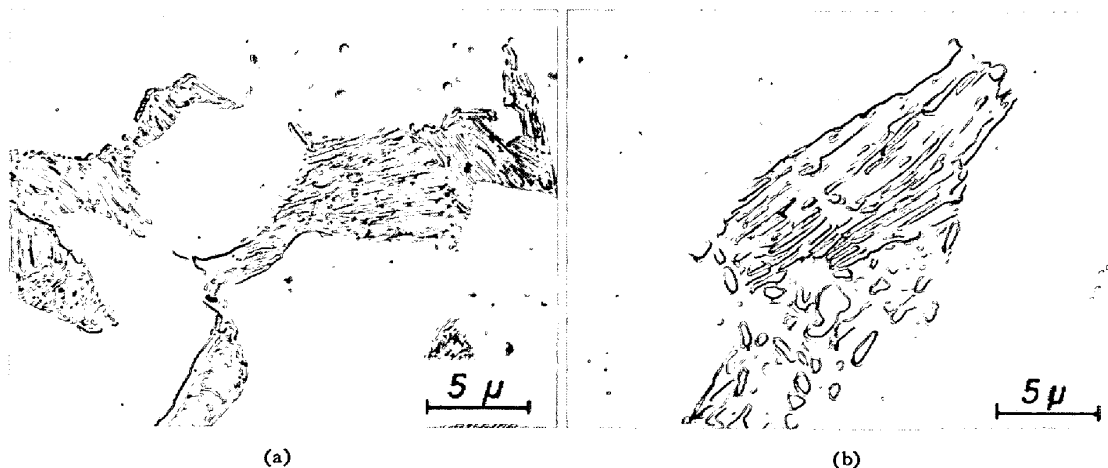


Photo. 1. Pearlite structures of CM 20 transformed at (a) 450°C and (b) 650°C.

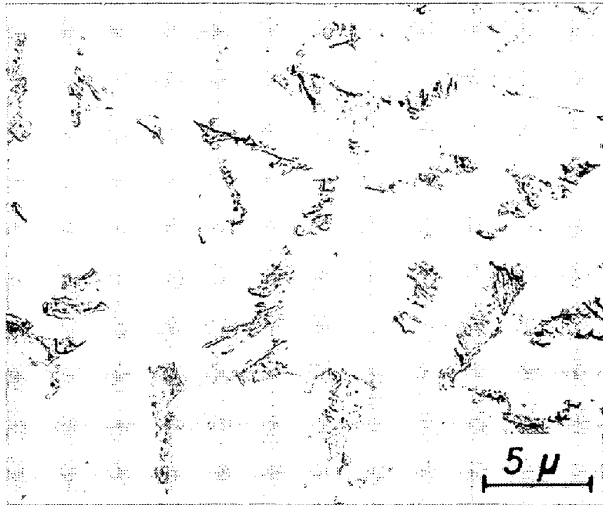
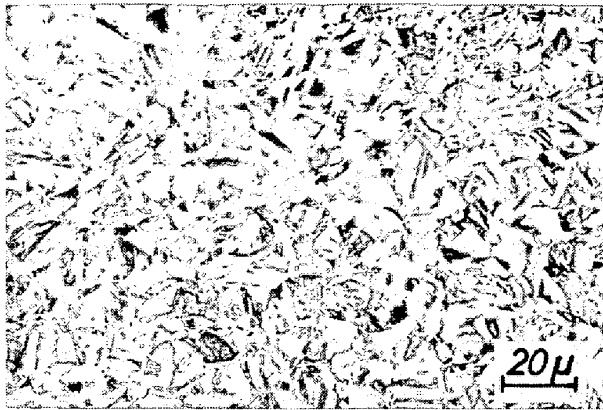


Photo. 2. Bainite structure of CM 25 formed at lower transformation temperature (550°C).

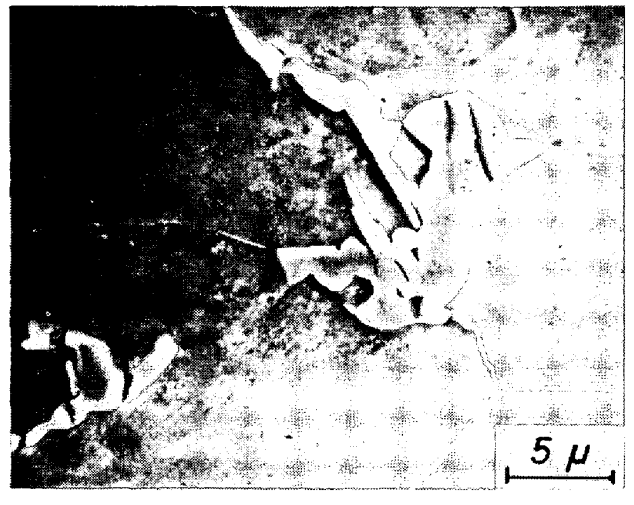
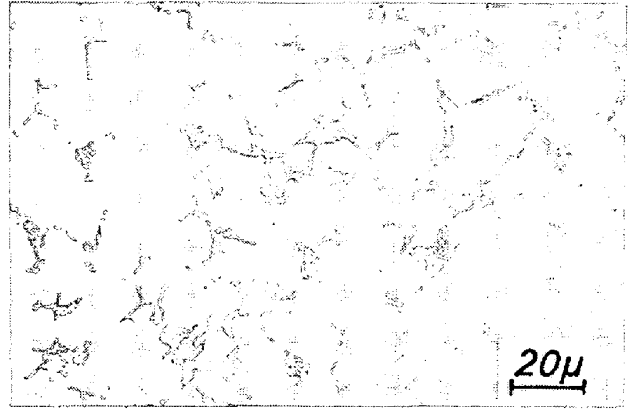


Photo. 3. Divorced pearlite structure of CM 25 formed at higher transformation temperature (680°C).

3. 実験結果

3.1 変態生成組織

CM 25 および CM 20 の各恒温変態温度で生成される組織を Table 2 に示す。まず Mo を含まない CM 20 では、680~450°C の変態温度で生成される組織はすべてフェライト+層状パーライト組織であり、パーライト層間隔は変態温度が低くなるほど小さくなる。Photo. 1 (a) に 450°C で、(b) に 650°C で生成されたパーライトを示す。

一方、CM 25 ではきれいな層状パーライトは生成されず、変態温度が低いとき (550°C 以下) では上部ベイナイトが、変態温度が高いとき (600°C 以上) にはディボースト・パーライト組織が生成される。Photo. 2 には 550°C で生成された組織を、Photo. 3 には 680°C で変態したときの光学組織および電顕組織を代表として示す (Photo. 3 下は $\epsilon=0.2$ 変形後)。

ディボースト・パーライトにおける生成炭化物は、この写真からもわかるように、その径が 10 μ 程度もあり、

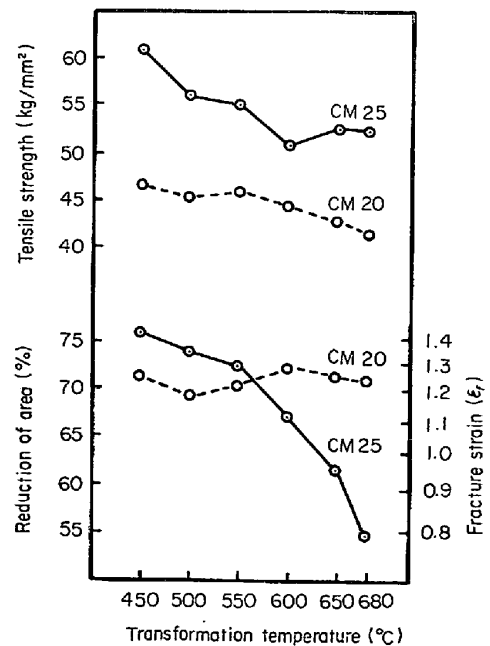


Fig. 1. Tensile strength and reduction of area of CM 20 and CM 25 as a function of transformation temperature.

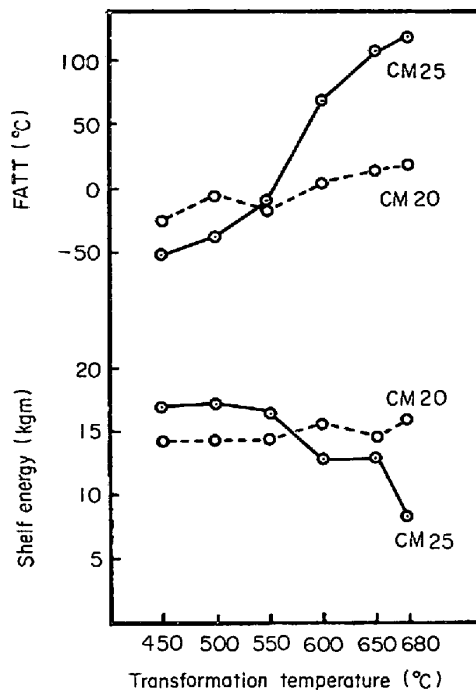


Fig. 2. FATT (fracture appearance transition temperature) and shelf energy of CM 20 and CM 25 as a function of transformation temperature.

また形状もきわめて複雑な板状に近いものといえる。

3.2 引張試験結果

Fig. 1に CM 25, CM 20 について, 恒温変態温度の変化にともなう引張強さ (TS) および絞り (RA) の変化を示す。また絞りを真ひずみに換算した破壊延性 (ϵ_f) も同時に示した。

CM 20 では引張強さの変化は比較的小さいが, 変態温度が高くなるほど引張強さは低下している。これは CM 20 では 450~680°C の範囲ではすべてフェライト+層状パーライトであり, パーライトの層間隔が変態温度が高いほど粗くなっていることと対応していると考えられる。

一方, CM 25 では Mo が添加されているために全般に CM 20 よりも引張強さは高く, また, 上部ベイナイトが生成される 450~550°C では引張強さは高く, ディボースト・パーライトの出現 (600~680°C) にともなうて低下している。

つぎに延性の変化をみると, CM 20 では変態温度の変化にともなう絞りの変化は小さく, 70±2.5% 程度である。しかるに CM 25 では, 上部ベイナイト域では CM 20 よりも高く 70~75% の絞りを示すが, ディボースト・パーライトの出現にともなうて低下し, 最も顕著にディボースト・パーライトが発達した 680°C 変態材

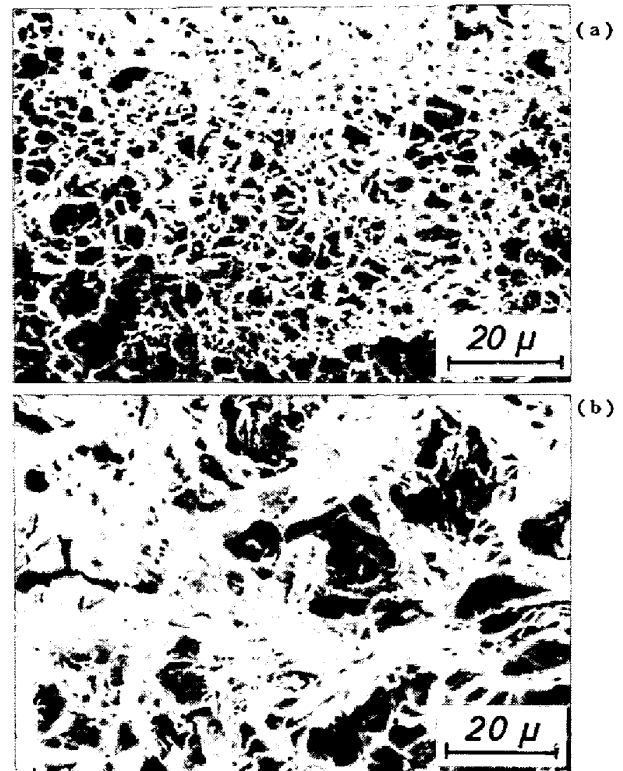


Photo. 4. Fractographs of tensile specimens of CM 25 transformed at (a) 450°C and (b) 680°C, showing that bainite reveals small size dimples and divorced pearlite reveals large size dimples.

では絞りは 55% にまで低下している。

以上の引張試験の結果によると, ディボースト・パーライト組織は強度も低い上に延性もいちじるしく低い値を示していることが認められた。

ディボースト・パーライトの出現にともなう延性の低下については, 延性破壊の観察などから, あとで検討する。

3.3 衝撃試験結果

Fig. 2 に恒温変態温度の変化にともなう衝撃破面遷移温度 (FATT) およびシェルフエネルギー (E_{max}) の変化を示す。まず衝撃破面遷移温度についてみると, CM 20 では変態温度が低いほど低く, 450°C 変態材では FATT は -25°C であり, 変態温度が高くなり, パーライトの層間隔が粗くなるにつれて FATT は高くなる傾向を示し, 680°C 変態材では +20°C となる。

一方, CM 25 における FATT の変化はきわめて大きく, 450°C 変態材では -50°C と低い。また CM 20 の場合と同様変態温度が高くなるほど FATT は高くなるが, ベイナイト域 (550°C 以下) では 0°C 以下である。これに対して, ディボースト・パーライトが生成される 600

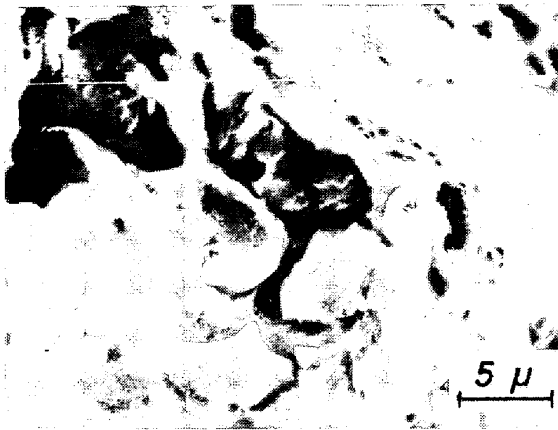


Photo. 5. Debris of carbides remained at the bottom of dimples. CM25 transformed at 680°C.

°C 変態材では+70°C と一挙に高くなり、680°C 変態材では+120°C にも達する。

また、シェルフエネルギーについては、CM 20 では恒温変態温度による変化は小さく、約 15 kgm でほぼ一定の値を示している。これに対して、CM 25 では変態温度が 450~550°C の間でのシェルフエネルギーは約 17 kgm でほとんど一定であるが、やはりディボースト・パーライトが出現する 600°C 以上では低下し、680°C 変態材では 8 kgm 程度の値となっている。

3.4 引張破面観察

鋼の延性破壊過程は、鋼中の第2相粒子にともなうボイドの発生、成長および連結からなり、破面はよく知られたディンプル模様を示す。破面におけるディンプルサイズは、第2相粒子の大きさ、分布を反映すると考えられる¹²⁾。したがって、ディボースト・パーライトの出現により、第2相粒子の形態が大きく変化しているため、その破面において、ディンプルサイズに差がみられることが予想される。

Photo. 4 に CM 25 の 450°C および 680°C 変態材の引張破面を示す。この写真からもわかるように、変態温度が 450~680°C ではすべてディンプル模様ではあるが、その大きさに相当の差がみられる。450°C 変態材の破面は比較的均一で細かいディンプル模様であるのに反し、680°C ではディンプルはいちじるしく大きくなっているのが見られる。また Photo. 5 に示すように、680°C 変態材ではディンプル底には大きな炭化物の破片が存在しているのが認められる。

このことから、ディボースト・パーライト組織では、塊状に析出した粗大な炭化物がボイド発生の起点として働き、発生したボイドもまた大きく、延性のいちじるしい低下の原因となつていると思われる。

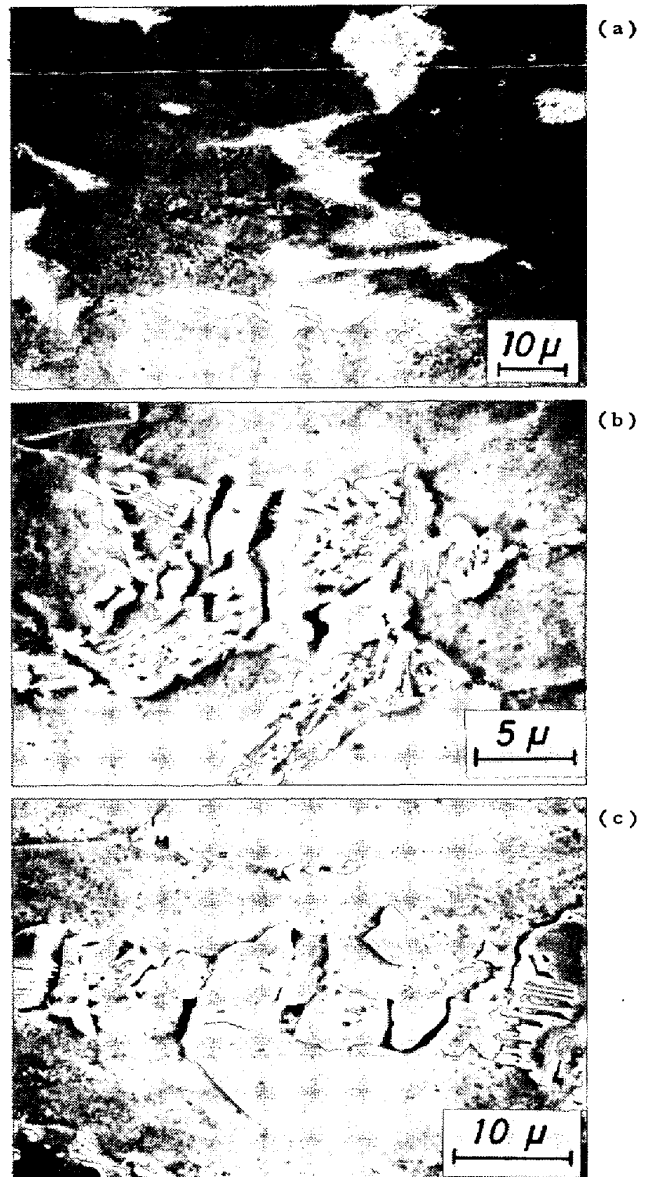


Photo. 6. Comparison of void appearance at strain of $\epsilon=0.55$ in CM25 transformed at (a) 550°C, (b) 600°C and (c) 680°C.

3.5 ディボースト・パーライトの延性破壊過程

3.5.1 ボイドの発生

CM 25 について、延性の低下していない 550°C 変態材、延性がかなり低下している 600°C 変態材、および顕著にディボースト・パーライトが出現し延性がいちじるしく低下している 680°C 変態材をとり上げ、変形途中でのボイドの発生状況を比較した。

引張試験を破断まで行なつた試験片にニッケルメッキを行ない、破面を保護したのち、縦断面上を破面からの距離を変えて観察した。破面から x の距離における位置でのひずみ (ϵ_x) は、その位置での縦断面上の直径から概算できる(くわしい補正を含んだ計算は前報¹¹⁾参照)。

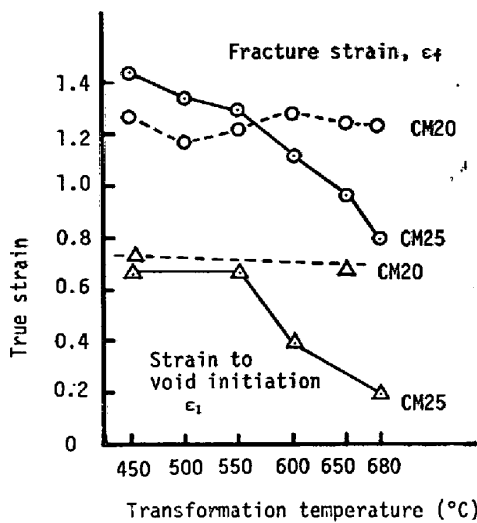


Fig. 3. Fracture strain (ϵ_f) and strain to void initiation (ϵ_i) of CM 20 and CM 25 as a function of transformation temperature.

Photo. 6 に 500, 600 および 680°C 変態材において, $\epsilon=0.55$ のひずみを受けた位置での観察結果を示す. この写真からわかるように, 550°C 変態材ではボイドはほとんど観察されず, ボイドの発生は $\epsilon=0.55$ よりも大きなひずみで起こることを示している. しかし, 600°C, 680°C 変態材ではすでにボイドが発生しているのが認められ, ボイド発生が起こるひずみは $\epsilon=0.55$ 以下と推定できる. また同じくボイド発生認められる 600°C と 680°C 変態材を比較すると, 前者ではボイドは小さく, 発生して間がないと思われるのに反し, 後者ではボイドの成長がかなり進行しており, 600°C 変態材にくらべ, 680°C 変態材の方がより小さなひずみでボイド発生が起こっているものと思われる.

このように, 組織によつてボイド発生が起こるひずみ量にかなり大きな差があることが予想されるため, 代表組織として CM 20 については 450°C および 650°C 変態材, CM 25 については 450, 550, 600 および 680°C 変態材について破面からの距離を変えて観察を行ない, ボイド発生までのひずみ (ϵ_i) を調べた. その結果を Fig. 3 に示す. 同図には前に示した破壊延性 (ϵ_f) もあわせて示した. この図からわかるように, ボイド発生後のひずみ ($\epsilon_f - \epsilon_i$) はあまり大きな差はなく, ディボースト・パーライトの延性の低下は, ボイド発生までのひずみ (ϵ_i) が小さいことによるものと思われる.

3.5.2 ボイドの成長

ディボースト・パーライト組織における延性破壊の特徴は, まずボイドがかなり小さなひずみで発生すること

である. このように小さなひずみで発生したボイドがその後どのように成長して破壊に到るかを CM 25 の 680°C 変態材について観察した.

Photo. 7 にその結果を示す. 写真の水平方向はすべて引張応力軸の方向と一致している. (a) は $\epsilon=0.18$, (b) は $\epsilon=0.20$ の位置で, ボイドの発生初期段階であり, ボイドはまず塊状炭化物の破壊により発生するのが認められる. (c) は $\epsilon=0.25$, (d) は $\epsilon=0.32$ でのボイドの様子を示す. この段階では炭化物に発生したボイドが引張応力軸方向に引き伸ばされて成長が起こっているのがみられる. なおこの段階で注目すべきことは, ボイドの成長が起こりはじめると, ボイドを埋めるようにまわりからマトリックスのフェライトがボイドの中に浸入してくることである(写真中に矢印で示した部分). この様子は (e) ($\epsilon=0.45$), (f) ($\epsilon=0.47$) においてさらにはつきりとみられる(矢印). この段階ではボイド発生後かなり大きなひずみ ($\epsilon=0.2 \sim 0.25$) が加わっており, 破壊した炭化物は相当の距離まで分離されているが, 成長したボイドの空隙はまわりから浸入したフェライトによりほとんど埋められている. このように, 変形の初期に発生したボイドがまわりからのフェライトの浸入により埋められる観察結果は, 著者らの知るかぎりではあまりない. 一般には発生したボイドは相似形的に成長するか, または引張軸方向に単純に引き伸ばされると考えられているが, $\epsilon=0.45$ 付近までは, ボイドはこのような成長挙動を示していないといえる. このことはボイドの周辺では引張軸に垂直な方向に, しかもボイドを縮める方向に応力が働いていることを示している.

さらにひずみが進行し, (g) ($\epsilon=0.55$), (h) ($\epsilon=0.63$) となるとボイドはさらに成長し, まわりから侵入したフェライトと炭化物の間に空隙が生じるようになり, 空隙も引張軸と垂直な方向に張出すようになり大きくなるものも多くなるようになる. すなわち, $\epsilon=0.5$ 附近を境にして, ボイド周辺での応力方向がボイドを収縮させる方向から膨脹させる方向に逆転していることを示唆している. このことは, 引張試験片のくびれが, このひずみ域で大きくなり, それにともなつて 3 軸応力状態が強く働くようになってくるためと思われる. (i) は $\epsilon=0.72$ の位置を示し, ボイドまわりではかなり複雑なひずみを示しており, もとの塊状炭化物は原形をとどめないようになるまで破壊されている. このようにボイドの成長は従来考えられていたよりは, はるかに複雑な挙動を示し, 破断寸前を示す (j) ($\epsilon=0.74$) では, ボイドは大きく口をあけるようになり, まわりのボイドと連結し破壊に到ると考えられる. パラパラに破壊された炭化物の

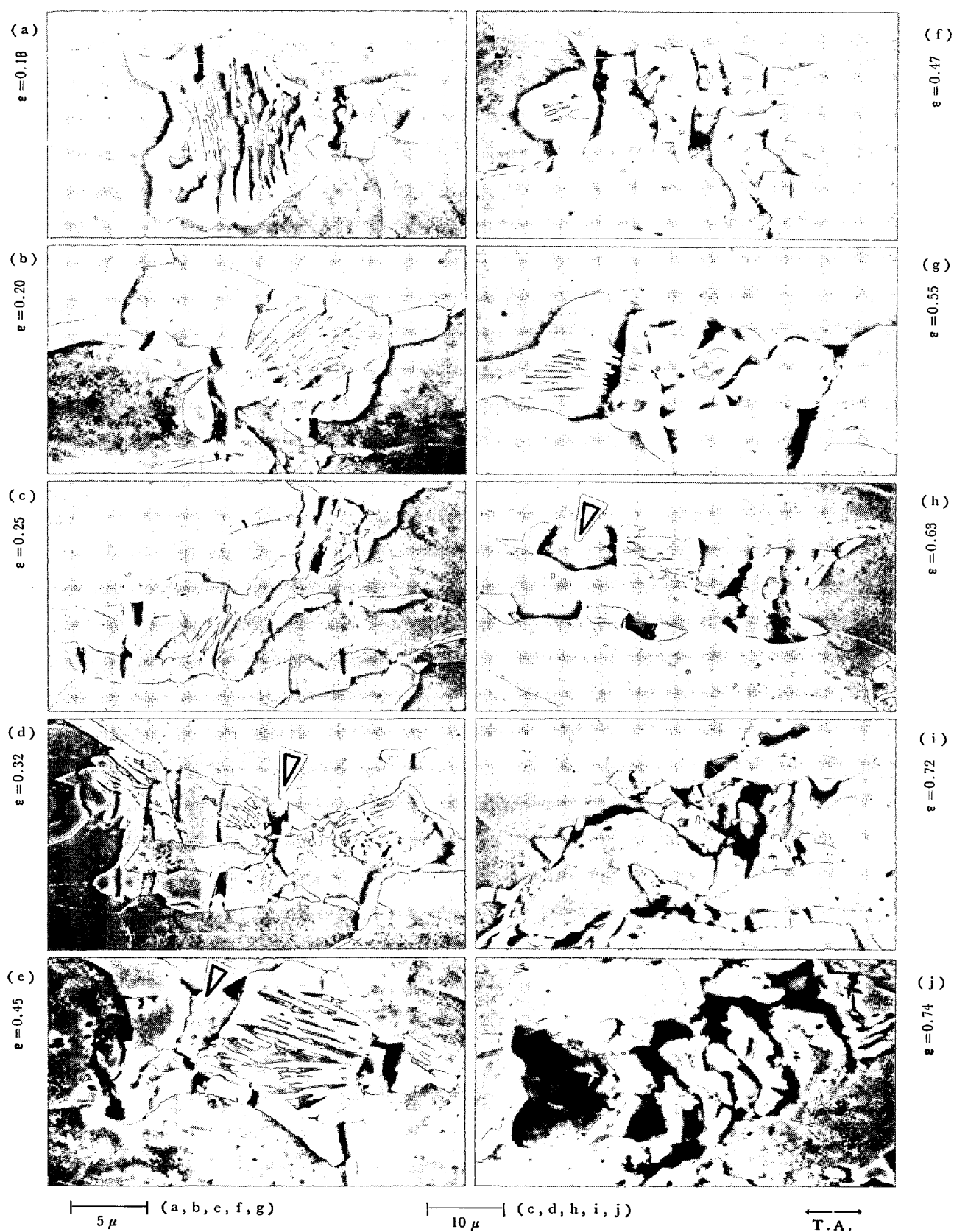


Photo. 7. Sequences of growth of voids occurred at divorced pearlite in CM 25 transformed at 680°C.

Arrows indicate the intrusion of matrix into voids, suggesting the stress perpendicular to tensile axis (T. A.) being compressive in the vicinities of voids (up to $\epsilon=0.5$).

破片はディンプル底にとり残され、この様子はすでに Photo. 5 で見たとおりである。

なお、ポイド間へのフェライトの侵入は、研磨方向とは関係なく、また破断寸前では(j)にみられるように大きく口をあげたままのものが多く認められることから、研磨時に侵入したものでないと考えられる。

4. 考 察

Mo 鋼の変態生成組織とその靱性および延性の関係について調べ、恒温変態温度が高いときに生成される、いわゆるディボースト・パーライト組織では靱性および延性がともにいちじるしく劣化することを述べた。この問題は鋼の組織をフェライトと第2相粒子という観点から見た場合には、ディボースト・パーライト組織で生成される炭化物は、その大きさが 10μ にもおよぶ塊状となるため、一般に考えられているものにくらべて巨大な第2相粒子と見ることができ、きわめて興味ある組織であるといえる。そこで、このような巨大な第2相粒子を含む組織という観点からその靱性、延性について考えてみる。

4.1 ディボースト・パーライトの靱性について

鋼の延性-脆性遷移に関してはよく知られた COTTRILL-PETCH の理論¹³⁾¹⁴⁾がある。しかし、この理論では延性-脆性遷移挙動におよぼす、試験温度、歪速度、結晶粒径などの効果はうまく説明できるが、鋼中の析出物の効果については無力である¹⁵⁾。

一方、鋼中の析出物がこの遷移挙動に重要な効果をもつことを示す実験も多く報告されている^{16)~20)}。

SMITH²¹⁾ および ALMOND²²⁾ はこのような粒子に発生したクラックがまわりのフェライト中に伝ばするかどうか重要であるとして、析出粒子の大きさの遷移挙動におよぼす効果を説明している。

ALMOND によると、結晶粒径 D をもつ鋼中に厚さ t の炭化物があるとき、臨界破壊応力 σ_{CF} は

$$\sigma_{CF} = \left(\frac{k_y^2 D}{4t^2} + \frac{8\mu\gamma}{\pi(1-\nu)t} \right)^{\frac{1}{2}} - \frac{k_y D^{\frac{1}{2}}}{2t} \dots\dots (1)$$

で与えられる。ここで μ は剛性率、 k_y は PETCH の式の $D^{-\frac{1}{2}}$ 依存係数、 γ は有効表面エネルギー、 ν はポアソン比である。一方材料の降伏強度を σ_y とすると、ノッチ底における降伏強度は、拘束係数を m として

$$\sigma_Y = m\sigma_y \dots\dots (2)$$

で示される。ここで m は von Mises の条件から最大値として $m=2.5$ 程度とみなせる²³⁾。

ここで、厚さ t の析出粒子を含む鋼は単純に、 σ_Y が σ_{CF} よりも小さいときは延性であり、その逆の場合には

脆性になると考えられる。

(1)式において $k_y=2.7 \text{ kg/mm}^{\frac{3}{2}}$ ²³⁾、 $\mu=10^4 \text{ kg/mm}^2$ 、 $\gamma=10^4 \text{ erg/cm}^2$ ²²⁾、 $\nu=0.3$ として、本実験に近い $D=25\mu$ として $t=1\mu$ と $t=10\mu$ で計算すると、 σ_{CF} はそれぞれ 73 kg/mm^2 、 43 kg/mm^2 となり約 30 kg/mm^2 低下すると考えられる。一方、 σ_y の温度依存性は $-100\sim+100^\circ\text{C}$ の温度域では約 $0.06 \text{ kg/mm}^2/\text{deg}$ であり²⁴⁾、(2)式から σ_Y に対しては約 $0.15 \text{ kg/mm}^2/\text{deg}$ となり、 σ_{CF} の 30 kg/mm^2 の低下は、約 200°C 程度の遷移温度の上昇に対応するものと考えられる。この値は本実験で観察された FATT の上昇とほぼ等しく、靱性の劣下は巨大炭化物の存在が主原因と思われる。

4.2 ディボースト・パーライトの延性について

ディボースト・パーライト組織は延性を大きく低下させ、その主原因が粗大炭化物にポイドが小さなひずみで発生することと関連していることを述べた。

第2相粒子におけるポイド発生については、著者らは球状炭化物組織¹²⁾²⁴⁾²⁵⁾、フェライト・パーライト組織¹¹⁾²⁵⁾ について報告した。これらのモデルによると、第2相粒子を球状と考えると、これにポイドが入るまでのひずみ量 (ϵ_I) は次式で示される²⁶⁾。

$$\epsilon_I = \sqrt{k \frac{L\tau_f}{r\mu}} \dots\dots (3)$$

ここで k は 0.2 程度の定数であり、 τ_f は第2相粒子の破壊強度、 μ はマトリックスの剛性率である。また、 L は第2相粒子間距離とし、第2相粒子の表面から r の距離にある転位が第2相粒子に応力をおよぼしていると考えられる。

ここでディボースト・パーライト組織について、妥当と思われる値として $L=25\mu$ 、 $\tau_f=10^3 \text{ kg/mm}^2$ ²⁶⁾²⁷⁾、 $\mu=10^4 \text{ kg/mm}^2$ と考える。また r は粒子まわりの転位配列によつて異なるが、粒径の小さい球状炭化物のときには転位配列は tangling が主体²⁵⁾²⁸⁾ であり、 $r=0.1\mu$ 程度と見積るのがよいと思われる²⁵⁾。また粒子半径が大きいときにはセル構造が主体であり、セルサイズ程度の $r=1\mu$ のオーダーと考えられる²⁵⁾。ディボースト・パーライトにおける巨大粒子の場合にも一応 $r=1\mu$ と見積ると、ポイド発生までのひずみは(3)式から $\epsilon_I=0.7$ 程度の値を与える。

実際にディボースト・パーライトにおけるポイドの発生の観察では、これよりもかなり小さく $\epsilon_I=0.2$ 程度であった。この原因としては、(3)式を導くにあたって、第2相粒子を球状と仮定し、変形初期における Ansell-Lenel (AL) 型²⁹⁾ の応力集中は緩和され、粒子まわりに十分に高い転位密度域が形成されたあと、その応力によ

つて第2相粒子が破壊されるか、界面はくりが起これと
する Fisher-Hart-Pry (FHP) 型³⁰⁾ のモデルを用いてい
ることにあると考えられる。ディボースト・パーライト
における巨大粒子は、Photo. 3 にも見られたように、球
状よりも結晶粒界に沿った板状に近いものが多く、むし
ろ転位に対する直線状障害物として働き、変形初期の応
力緩和が起これにくいと考えられる。また ASHBY³¹⁾、田
中ら³²⁾ は別のモデルから、やはり第2相粒子が大きいほ
ど、また球状から遠いほど小さなひずみでボイドが発生
する可能性を示している。

また、ディボースト・パーライトでは発生したボイド
はかなり大きいにもかかわらず、発生後引張軸方向に伸
長されるように成長し、ボイド発生後破壊までのひずみ
が大きい。この理由として、ディボースト・パーライト
ではボイドも大きい、ボイド間を埋めるマトリックス
のフェライト距離も大きく、またボイドが変形初期に発
生するためフェライトの n 値 (加工硬化指数) は十分に
大きく、ひずみが局部的に集中しにくいため、引張軸方
向と垂直方向のボイド先端がすぐに鈍化し、ボイドの連
結がおさえられるためと考えられる。

以上ディボースト・パーライト組織の延性破壊過程を
概観したが、このような巨大な第2相粒子を含む場合に
は、延性破壊過程の細部ではいままでとかなり異なつた
様相がみられ、今後第2相粒子の大きさの効果を考える
場合には、さらに詳細な検討が必要と思われる。

5. 結 論

0.2% C 鋼 (CM 20) および 0.2% C - 0.5% Mo 鋼 (CM
25) における恒温変態温度と変態生成組織、およびその
機械的性質の関係を調べつぎのような結果を得た。

(1) CM 20 では変態温度が 450~680°C の間ではす
べてフェライト+層状パーライト組織であり、変態温度
が高くなるにつれてパーライト層間隔が粗くなる。一
方、これに 0.5% Mo を添加した CM 25 では、変態温
度が 450~550°C では上部ベイナイトとなり、600~680
°C では炭化物が塊状に析出した特異組織 (ディボース
ト・パーライト) となる。

(2) CM 20 では変態温度が高くなるほど引張強さ
は低下するが、絞り (延性) はほとんど一定である。CM
25 では変態温度が 550°C 以下では引張強さも高く、延
性もよいが、変態温度が 600°C 以上でディボースト・
パーライトが生成されると引張強さ、延性ともいじり
しく低下する。

(3) CM 20 では変態温度が高くなるほど衝撃破面
遷移温度 (FATT) は高くなるが、シエルフエネルギー

($E_{max.}$) はほとんど一定で変わらない。これに対して、
CM 25 では変態温度が 550°C 以下では FATT は低く、
 $E_{max.}$ も高いが、600°C 以上でディボースト・パー
ライトが生成されると FATT はいじりしく高くなり、
 $E_{max.}$ も低下し、衝撃特性が劣化する。

ディボースト・パーライトの出現による延性劣化の原
因について、その延性破壊過程の観察から検討し、つぎ
のような結果を得た。

(4) ディボースト・パーライト組織では、上部ベ
イナイト、層状パーライトなどに比べて、小さなひずみ
($\epsilon = 0.18$) でボイドが発生する。

(5) ディボースト・パーライト組織に発生したボイ
ドは、塊状炭化物程度のサイズで大きく、また引張破面
上にみられるディンプル・サイズもきわめて大きい。

(6) ディボースト・パーライト組織にボイドが発生
するまでのひずみは小さいが、ボイド発生から最終破壊
までのひずみはかなり大きく、他の組織とあまり変わら
ない。このため、ディボースト・パーライトの延性劣化
は、ボイドが小さなひずみで発生することによると考え
られる。

(7) 小さなひずみで発生したボイドの周辺には、引
張軸方向の他にそれと垂直方向にも応力が働き、ひずみ
が小さいとき ($\epsilon = 0.5$ まで) はボイドを圧縮し、成長
したボイドのまわりにはフェライトが浸入してくる。ひ
ずみが $\epsilon = 0.5$ 以上となると引張試験片の3軸応力状態
が強くなり、ボイドは膨脹するようになる。

最後に、本研究の実験遂行に当つて協力していただ
いた当研究所川田昭二氏および、走査型電顕観察に多大の
協力をいただいた、当研究所技術試験課の近藤亘生氏に
感謝いたします。

文 献

- 1) K. KUO: JISI, 173 (1953), p.363
- 2) A. K. SEAL and R. W. K. HONEYCOMBE: JISI, 188 (1958), p.343
- 3) J. J. IRANI and R. W. K. HONEYCOMBE: JISI, 203 (1965), p.826
- 4) D. RAYNOR, J. A. WHIEMAN, and R. W. K. HONEYCOMBE: JISI, 204 (1966), p.349
- 5) K. J. IRVINE and F. B. PICKCRING: JISI, 194 (1960), p.137
- 6) D. J. DYSON and K. W. ANDREWS: JISI, 202 (1964), p.325
- 7) M. TANINO and K. AOKI: Trans. Iron and Steel Inst. Japan, 8 (1968), p.337
- 8) 井上, 木下, 鈴木: 金属学会誌, 34 (1970), p.855
- 9) 井上, 木下, 鈴木: 鉄と鋼, 58 (1972), p.764

- 10) 井上ら: 鉄と鋼, 57 (1971), S. 510
- 11) 井上, 木下: 鉄と鋼, 62 (1976), p.90
- 12) 井上, 木下: 塑性と加工, 14 (1973), p.291
- 13) A. H. COFFRELL: Trans. AIME, 212 (1958), p. 192
- 14) N. J. PETCH: 'Fracture', (1959), Wiley, Swam-pscott Conf.
- 15) T. C. LINDLEY: JISI, 207 (1969), p.984
- 16) C. J. MCMAHON and M. COHEN: Acta Met., 13 (1965), p.591
- 17) G. OATES: JISI, 206 (1968), p.930
- 18) W. H. BRUCKNER: Welding J., 29 (1950), p.467
- 19) N. P. ALLEN, et al.: JISI, 174 (1953), p.108
- 20) R. L. SMITH, et al.: Trans. ASM, 46 (1954), p. 973
- 21) E. SMITH: Acta Met., 14 (1966), p.985
- 22) E. A. ALMOND, et al. 'Fracture' (1969), proc. 2 nd. int. conf. on fracture, Brighton, paper 21.
- 23) M. HOLZMAN and J. MAN: JISI, 209 (1971), p.836
- 24) J. NUNES and F. R. LARSON: Trans. AIME, 227 (1963), p.1369
- 25) 井上, 木下: 鉄と鋼, 62 (1976), p.875
- 26) M. J. COLLINS and D. A. WOODFORD: JISI, 203 (1965), p.184
- 27) W. W. WEBBS and W. D. FORGENG: Acta Met., 6 (1958), p.462
- 28) R. H. JONES: Met. Trans., 4 (1973), p.2799
- 29) G. S. ANSELL and F. V. LENEL: Acta Met., 8 (1960), p.612
- 30) J. C. FISHER, E. W. HART, and R. H. PRY: Acta Met., 1 (1953), p.336
- 31) M. F. ASHBY: Phil. Mag., 14 (1966), p.1157
- 32) K. TANAKA, T. MORI, and T. NAKAMURA: Phil. Mag., 21 (1970), p.267