

論 文

UDC 539.379 : 539.374 : 669.15-194.52 : 669.15-153.62

球状炭化物鋼およびフェライト・パーライト鋼の
延性破壊過程の観察とボイド発生条件*

井 上 毅**・木 下 修 司***

Observations of Ductile Fracture Processes and Criteria of Void
Initiation in Spheroidized and Ferrite/Pearlite Steels

Tsuyoshi INOUE and Shushi KINOSHITA

Synopsis:

An investigation was made of the ductile fracture processes both in spheroidized and ferrite/pearlite steels.

Transmission electron microscopic study was performed to observe the dislocation structures in and around spheroidite and pearlite at the stage prior to void initiation. Stages of growth and linkage of voids were pursued by means of scanning electron microscopy.

In the vicinity of spheroidite and pearlite, dislocation tangling and cell formation occur as deformation proceeds. A few dislocations were observed in cementite both in spheroidite and pearlite at strains immediately before void initiation.

Combining these observations with previously reported results, criteria of void initiation were discussed. In spheroidized steels, stress predicted by Fisher-Hart-Pry (FHP) model is exerted on spheroidite and void initiation occurs when the stress reaches the fracture stress of cementite. In ferrite/pearlite steels, FHP stress applied to pearlite induces slips in pearlitic ferrite and secondary stress concentration to cementite plate. This secondary stress can be predicted by Ansell-Lenel model and void initiation occurs when the secondary stress overcomes the fracture stress of cementite.

1. 結 言

金属材料の変形能は、塑性変形による加工において材料に割れ、破壊などをともなうことなく加工しうる限界に関する性質であり、材料の延性破壊のしやすさによりきまることが多い。このため、延性破壊は工業的にもきわめて重要な意味をもつものである。しかし、延性破壊がどのようにして起こり、延性破壊のしやすさが材料要因とどのように関連しているかについての理論的な考察はほとんどされていないのが現状である。

この原因は、ぜい性破壊がへき開面に関するクラックの発生と伝ばという比較的単純な過程で生じ、破壊力学的な解析にのりやすいのに対し、延性破壊が本質的に材料に大きな塑性ひずみが導入されたのちに生じる材料内部のひずみ不均一に起因するものであり、微視的なモ

デルを巨視的な現象に結びつける理論的な解析がむづかしいことによるものと考えられる。

一方、延性破壊の過程を現象論的に知ろうとする試みは比較的古くからなされており^{1)~4)}、基本的には第2相粒子にともなうボイドの発生と成長および連結の過程で起こることが知られている^{5)~8)}。このことから、材料の破壊延性と第2相粒子の体積率の関数として説明しようとする多くの試みがなされ、種々のクライテリアに基づいて多くの延性破壊理論式が提唱されている^{9)~14)}。しかし、これらの多くはボイドの成長過程を基礎としたものであり、ボイド発生までのひずみが考慮されておらず、本質的には多孔質の延性破壊理論式であるといえる。

一方、ボイド発生までのひずみは、全体の破壊延性に対して無視しえないほど大きい場合も多く^{15)~16)}。これ

* 昭和50年9月1日受付 (Received Sept. 1, 1975)

** (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.)

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

Steel	C	Si	Mn	P	S	Al	Note
A	0.11	0.20	0.43	0.017	0.018	0.030	Commercial //
B	0.40	0.33	0.85	0.016	0.008	0.034	
D	0.39	0.05	0.008	0.007	0.005	0.021	Vacuum melted // //
E	0.58	0.05	0.008	0.009	0.006	0.021	
F	0.91	0.04	0.008	0.012	0.005	0.020	

らのひずみも加えた理論式が望まれている。しかし、ボイドの発生機構に関しては必ずしも明らかでないのが現状といえる。

著者らは鋼の延性破壊過程、特に延性破壊ボイドの発生について一連の研究を行ない、球状炭化物組織の場合¹⁶⁾、フェライト・パーライトを球状化した場合¹⁷⁾、およびフェライト・パーライトの場合¹⁸⁾、パーライトとベイナイトの混合組織の場合¹⁹⁾について報告した。本実験では球状炭化物の組織およびフェライト・パーライト組織について変形の進行にともなう第2相粒子(前者では球状炭化物、後者ではパーライト粒と考える)のまわりの転位構造、ボイドの発生段階、成長および連結の段階について透過電顕、走査型電顕(SEM)などを用いて観察した。またこれらの結果から延性破壊過程の機構について若干の考察を行なった。

2. 実験方法

供試材は Table 1 に示す 5 鋼種とした。供試材 A, B は市販 JIS 機械構造用鋼の S10C および S40C であり、供試材 D~F は 100 kVA 真空高周波溶解により 90 kg 鋼塊としたのち熱間鍛造により 13 mm ϕ 棒とした。球状炭化物組織はオーステナイト化後焼入れを行なつてマルテンサイトにしたのち、700°C で 1~200hr の範囲で焼もどしを行なつて得た。またフェライト・パーライト組織は焼ならし処理を行なつて得た。各熱処理後機械加工により平行部直径 7 mm, 平行部長さ 30 mm の引張試験片を作製し、島津製オートグラフを用い、常温で、クロスヘッド速度 5 mm/min で引張変形を与えた。適当なひずみまで、また破断まで引張変形を与えたのち透過電顕用の薄膜を作製した。このとき試料採取位置のひずみ量はその位置での引張試験片の直径から概算した。また変形後の引張試験片の縦断面において走査型電顕観察を行ない、このときの観察位置のひずみも同様に概算した。薄膜の電解研磨は 7% 過塩素酸 + 氷酢酸液を用い、液温 15°C でボルマン法で行なつた。SEM 観察はバフ研磨後ピクリン酸アルコール溶液でエッチングし組織を現出後行なつた。透過電顕観察は日立製 HU-

200 F を用い 200 kV で行ない、SEM 観察は日立製 HSM-I を用いた。

3. 実験結果

3.1 球状炭化物組織

3.1.1 変形にともなう球状炭化物のまわりの転位

球状炭化物を含む鋼に塑性変形を与えると、炭化物はマトリックスの転位に対する障害物となる。Photo. 1 は供試材 A を 30 hr 焼もどしたものに微小ひずみ ($\epsilon = 0.03$) を与えたときのもので球状炭化物に転位がとめられ、炭化物の半径程度の曲率に曲げられているのがみられる(矢印)。Photo. 2, Photo. 3 は同じ材料に $\epsilon = 0.05$ までひずみを与えたときのもので、さらに多くの転位が炭化物にとめられ、炭化物のまわりには転位のからみ合いがみられはじめる。Photo. 4 はさらにひずみが大きくなつたとき ($\epsilon = 0.2$) のもので、炭化物のまわりに転位の tangling がみられ、マトリックスにもはつきりとしたセルが形成されている。さらに Photo. 5 に示すように変形が進行すると ($\epsilon = 0.3$)、炭化物ははつきりともつれ合つた転位の殻に囲まれたようになる。

Photo. 6 は炭化物内の変形をみるために同じ供試材 A を 200hr 焼もどして粗大粒としたものに $\epsilon = 0.3$ のひずみを与えたものである。炭化物はマトリックスにくら



Photo. 1. Dislocation structure around carbide in steel A, strained to $\epsilon = 0.03$. Note that dislocation pinned by carbide has a curvature of carbide radius.

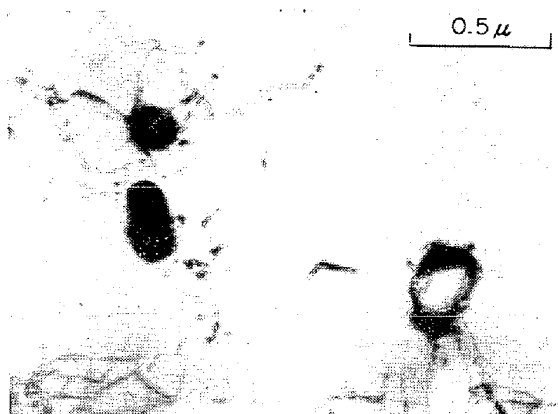


Photo. 2. Dislocation tangling commences in the vicinity of carbide.
Steel A, strained to $\epsilon=0.05$.

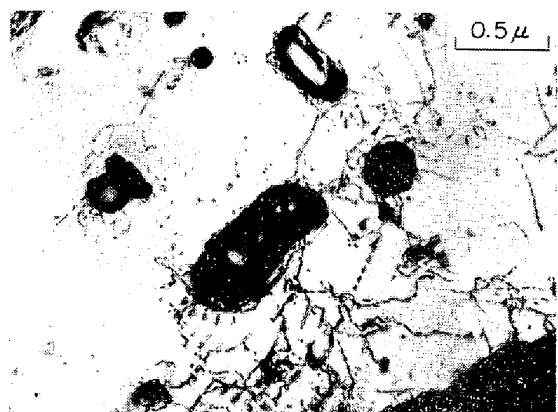


Photo. 3. Tangled dislocations around carbides in steel A, strained to $\epsilon=0.05$.

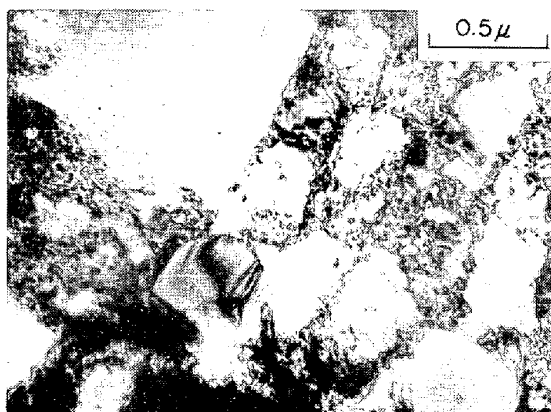


Photo. 4. Cell structure formation around carbide in steel A, strained to $\epsilon=0.2$.

べてほとんど塑性変形は示さないが、炭化物の中にも転位がはつきりとみとめられ、ある程度の塑性変形が起きている可能性はある。つぎにPhoto. 7に供試材Bに $\epsilon=0.1$ ひずみを与えたものを示す。供試材BはAにくらべて相対的に小さなひずみで炭化物のまわりおよびマトリックスの転位密度が高くなるようである。これは供試材BはAよりも炭化物密度が高いためであると考えられ



Photo. 5. High dislocation density around carbide in steel A, strained to $\epsilon=0.3$.



Photo. 6. Dislocation in carbide (cementite) observed in steel A, strained to $\epsilon=0.3$.



Photo. 7. Dislocation structure around carbide in steel B, strained to $\epsilon=0.1$. Higher dislocation density is observed at the same strain comparing to steel A, due to the higher carbide density or to shorter interparticle spacing.

る。

さらに高ひずみを与えたときには透過電顕による観察はきわめて困難となり、またボイドが発生するひずみ域では、観察される炭化物にともなう孔はボイドかまたは電解研磨時にできたものかの判別が困難である。

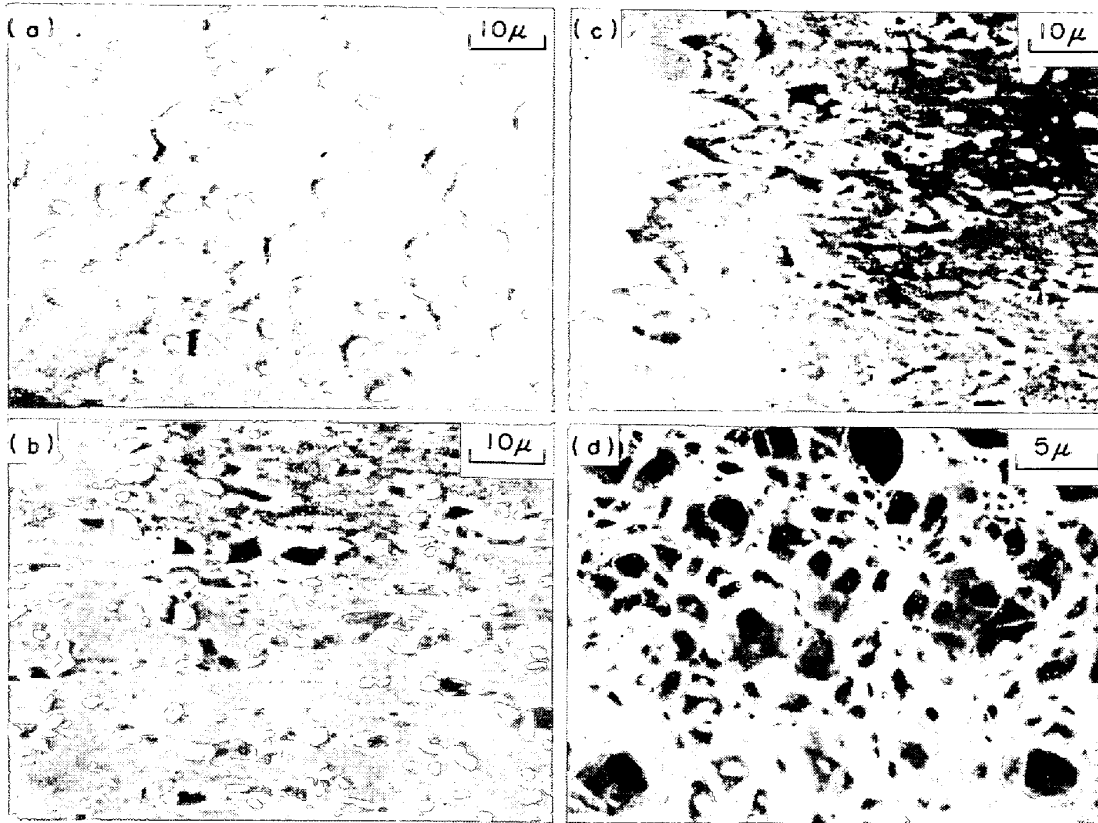


Photo. 8. Scanning electron microstructures and fractograph in steel D. (a) : void initiation ($\epsilon=0.5$), (b) : void growth ($\epsilon=1.0$), (c) : void linkage ($\epsilon=1.3$) and (d) : dimples of fracture surface.

3.1.2 球状炭化物におけるボイドの発生, 成長および連結の段階

このように変形の進行にともない, 炭化物のまわりの転位密度が増加し, 炭化物にかかる応力が大きくなり, ついには炭化物が破壊するかまたは炭化物とマトリックスの界面がはくりされてボイドが発生する。

Photo. 8 に供試材 D (供試材 B とほぼ C 量が同じ) のボイドの発生, 成長および連結の過程を, ひずみを与えた引張試験の縦断面の SEM 観察により示す。Photo. 8 (a) は $\epsilon=0.5$ での写真で, この付近のひずみでボイドが発生しはじめることがわかる。またこの写真からもわかるように, ボイドの発生には炭化物自体の割れおよび界面はくりの両方がほとんど同じような確率をもつて発生している。さらに変形が進行すると Photo. 8 (b) ($\epsilon=1.0$) にみられるようにボイドはさらに多くなり, しかも引張軸方向 (写真の水平方向) に伸びて成長している様子がみられる。すなわちボイド間のフェライトは大きなひずみをとめないながら internal necking を起こし, ついには Photo. 8 (c) にみられるように破壊し, 破面にディンプル模様を形成する (Photo. 8 (d))。この写真からもわかるように, ディンプル底には炭化物が

みられることが多く, 炭化物がボイドの起点となり, これが結合して最終破壊に到り破面にみられるディンプルが形成される。

破面直下におけるボイドの伸びはボイド発生後のひずみを反映するものであり, 炭化物密度の小さい低 C 鋼はきわめて大きな伸びを示すことが考えられる。

Photo. 9 は供試材 A における破面直下を示し, いちじるしく伸長したボイドを示している。

3.2 フェライト・パーライト組織

3.2.1 変形にともなうパーライト粒のまわりの転位
フェライト・パーライト鋼におけるパーライト粒もマトリックスの転位の運動に対する障害となる。Photo. 10 は供試材 E の変形のごく初期 ($\epsilon=0.05$) におけるパーライト粒のまわりの転位を示す。パーライト粒のまわりに転位のからみあいが見られる。Photo. 11 に示すようにひずみが大きくなる ($\epsilon=0.1$) とパーライトのまわりの転位は多くなり, 粒のまわりにセルの形成がみられはじめ, Photo. 12 に示すように $\epsilon=0.2$ ではマトリックスにもはつきりとしたセルが形成される。パーライト粒のまわりに形成されるセルは, パーライト粒周辺方向にそって伸びたものとなることが多く, またパーライト



Photo. 9. Voids immediately underneath fracture surface in steel A. Elongated voids suggest that the amount of strain after void initiation is large.



Photo. 12. Elongated and curved cells formed in the vicinity of pearlite nodule in steel E, strained to $\epsilon=0.2$.

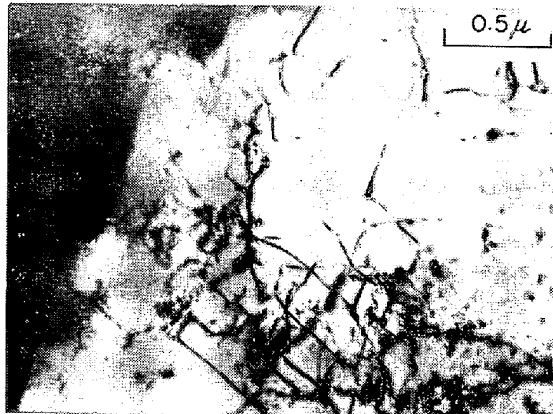


Photo. 10. Dislocation structure around pearlite nodule at the early stage of deformation. Steel E, strained to $\epsilon=0.05$.

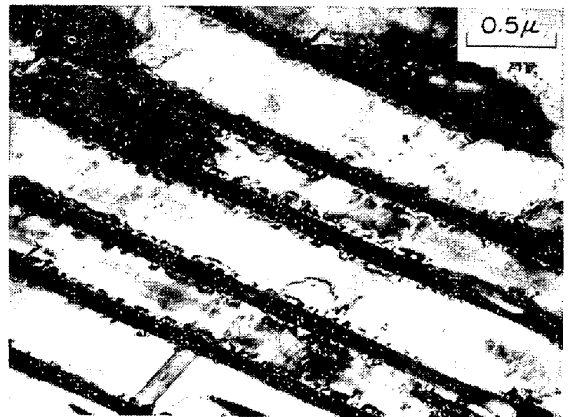


Photo. 13. Slip traces and dislocations in pearlite nodule. Dislocation density of pearlitic ferrite is much lower than that of matrix ferrite.



Photo. 11. Commencement of cell formation around pearlite nodule in steel E, strained to $\epsilon=0.1$.



Photo. 14. Microvoid formation at cementite plate in pearlite nodule of steel E, strained to $\epsilon=0.2$.

粒表面にそつて曲率をもつたものが多く観察される。

3.2.2 パーライト粒におけるボイドの発生

フェライト・パーライト鋼は変形しやすいフェライトと変形しにくいパーライト粒の2相からなつている。しかしパーライト粒は前に示した球状炭化物の場合にくら

べてそれ自体もかなり大きな塑性変形を示す。この場合試験片にあるひずみを与えたとき、パーライト粒とマトリックスのフェライトの間にひずみ分配が生じる¹⁸⁾。

Photo. 13 は供試材 E に $\epsilon=0.1$ のひずみを与えたとき

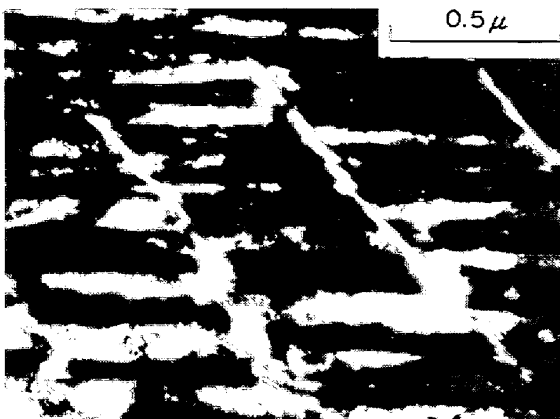


Photo. 15. Voids in pearlite nodule induced by the coalescence of microvoids in steel E, strained to $\epsilon=0.4$.

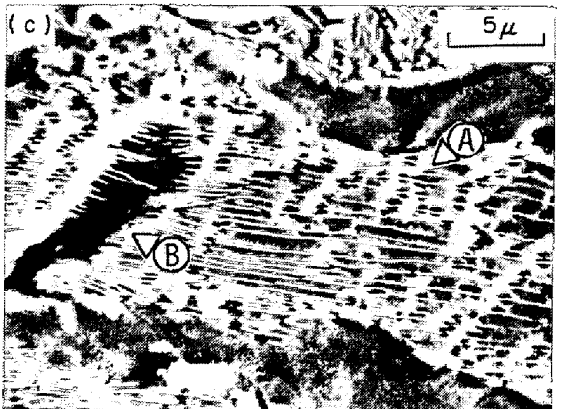
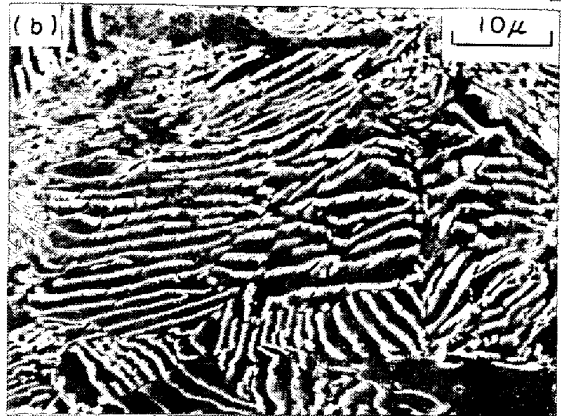
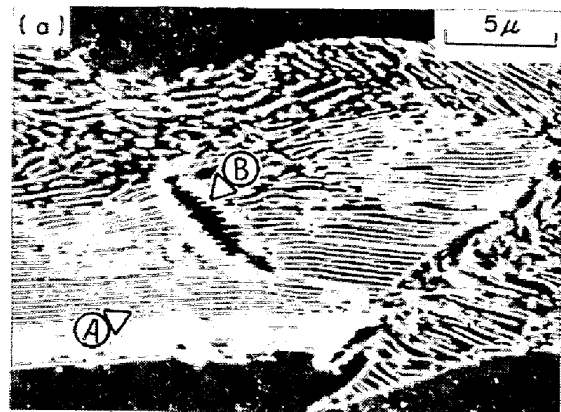


Photo. 16. Two types of void formation in pearlite nodule in steel E.

(1) Slips of pearlitic ferrite induce cementite cracking (arrow A in (a) and (b)) and open up to void (arrow B in (a)).

(2) Microvoids at ferrite/cementite interface (arrow A in (c)) and tearing off of cementite plate (c).

によればセメンタイトの [001] と一致しており、延性的に破壊したものと思われる。

3.2.4 ボイドの成長と連結

パーライトにボイドが発生した後の成長、連結の過程は供試材のパーライト体積率により異なる。すなわち、低、中C鋼ではパーライト粒間のフェライト距離が大き

のパーライト粒内を示す。この段階では前に示したようにパーライト粒周辺にはセルがみられはじめるがパーライト粒内では変形の初期段階の様相を呈している。

Photo. 14 は試験片に $\epsilon=0.2$ ひずみを与えたときのパーライト粒内を示す。この段階になり、パーライト中のセメンタイト板にマイクロボイドが発生しているのがみられはじめる。Photo. 15 は $\epsilon=0.4$ のときのもので、この段階ではマイクロボイドが連結してパーライト粒径程度のボイドに成長しているのがみられる。この段階でのパーライト粒を SEM で観察した結果を Photo. 16 に示す。Photo. 16(a) にみられるようにパーライト中のフェライトの迂りによる応力集中を受けてセメンタイト板が破壊し(矢印A)、それにつづいてフェライトが破壊し口をあけてボイドとなる(矢印B)。Photo. 16(b) は破壊されたセメンタイト板を示す。Photo. 16(c) は少し異なつたボイドのでき方の例である。すなわち、矢印Aに示すようにまずパーライト中のセメンタイト板とフェライトの界面にマイクロボイドができ、最後に矢印Bに示すようにセメンタイトがひきちぎられてパーライト粒程度の大きさのボイドとなる。

3.2.3 セメンタイト板の破壊

フェライト中に存在するセメンタイトが常温である程度の変形をすることは認められている²⁰⁾²¹⁾。またパーライト中のセメンタイト板の破壊は常温付近ではへき開的または半延性的であるとされている²²⁾。本実験におけるセメンタイト板の破壊も Photo. 14, Photo. 16(c) などからみてかなり延性的に破壊していると思われる。Photo. 17 に示すように破壊がみられるひずみ域でのセメンタイト板には多くの slip trace が見られ、破壊前に塑性変形が起こっており、また破断面はこの slip trace と平行であるものが多い。この slip trace は電子線回折

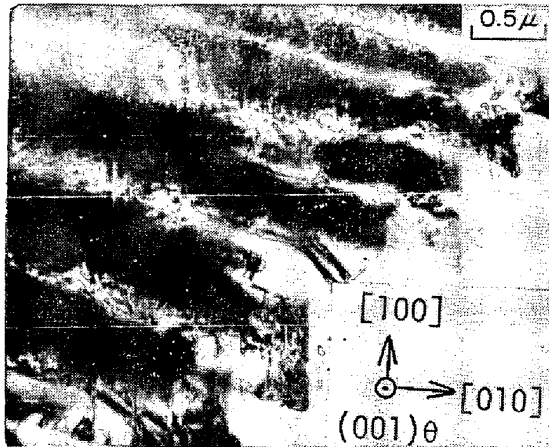


Photo. 17. Slip traces in cementite plates in the vicinity of void. Steel E, strained to $\epsilon=0.5$.

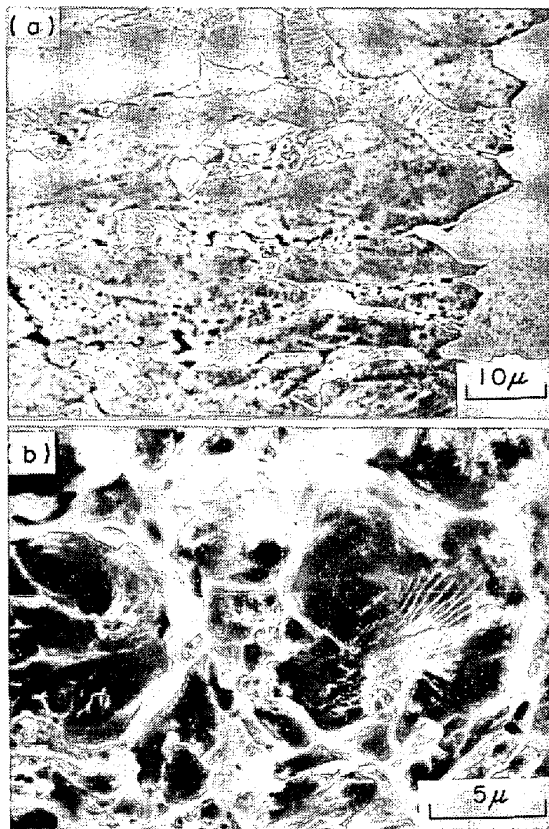


Photo. 18. (a) : Microstructure immediately underneath of fracture surface and (b) : fracture surface showing debris of pearlite at the bottom of dimple. Steel D.

くパーライト粒程度のボイドができて、その後フェライトに大きなひずみをともなつてボイドが成長する。

Photo. 18(a) は供試材Dの破面直下を、(b)はその破面を示す。この写真からわかるように、パーライト粒が1つの第2相粒子の単位となり、延性破面のディンプル形成の核となり、破面におけるディンプル底にパーラ

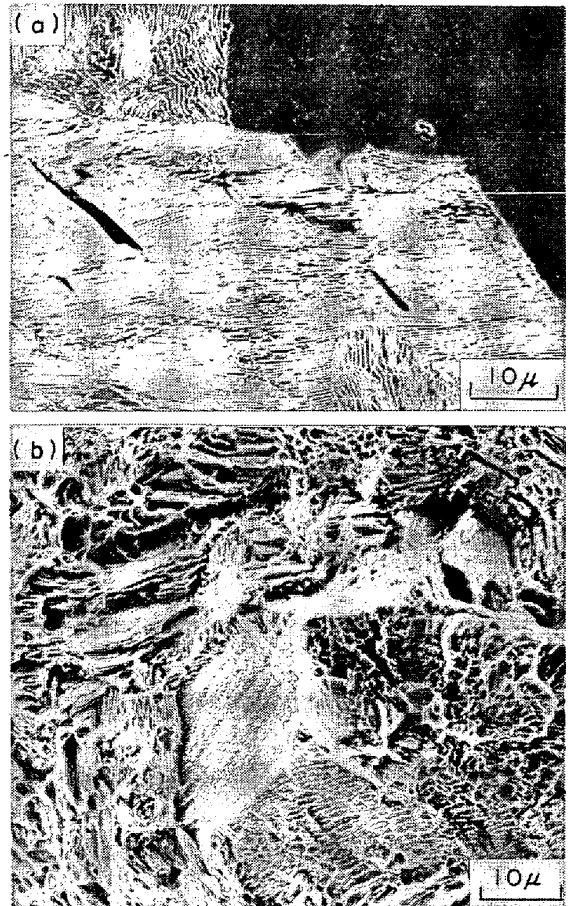


Photo. 19. (a) : Voids in the region immediately underneath of fracture surface and (b) : fracture surface. Steel F.

イト粒がはつきりと見られる。またパーライト粒のまわりはフェライト部により形成されたティア・リッジにより囲まれており、ボイド発生後マトリックスのフェライト部に大きなひずみをともなつて破壊に到つたことを示している。このように、低、中C鋼ではパーライト粒にボイドが発生し、パーライト粒間のフェライト部のくびれ (internal necking) により成長、連結が起こり破壊に到ると考えられている。

一方、高C鋼ではパーライト粒中にボイドが発生するとほとんどひずみをともなうことなく破壊に到る¹⁸⁾。

Photo. 19(a)は供試材Fの破面直下を、(b)はその破面を示す。Photo. 19(a)にみられるように、高C鋼では破面はボイドと平行に形成され、しかもきわめて直線的であり、一見ぜい性破面に近いように見える。しかし、破面はパーライト粒中のフェライトのすべり方向に平行であり、あくまでもせん断により形成された延性破面である。供試材Fでは組織はほぼ完全パーライトであり、パーライト粒に導入されたボイドがそのまわりに伝ばした様子が見られる (Photo. 19(b))。延

性破面におけるディンプル深さは材料の延性と関係があるといわれている²³⁾が、延性破壊過程を考えれば、むしろボイド発生後破壊までのひずみ量を反映しているといふべきであろう。

McCLINTOCK¹²⁾は材料中にだ円孔があるとして、その連結を internal necking 機構で論じ、延性は材料の n 値 (加工硬化指数) が小さいほど小さくなることを示している。

フェライト・パーライト鋼ではパーライトの体積率が大きいほど n 値が小さく¹⁸⁾、特にボイド間に着目すれば低、中 C のがフェライトであるのに対し高 C 鋼では n 値の極端に小さいパーライトであるため²⁴⁾、ボイド間のひずみは局所的に集中し、ボイドの成長、連結はせん断的様相を呈するものと考えられる。

4. 考 察

4-1 球状炭化物粒にかかる応力と破壊

球状炭化物を含む鋼に変形を与えると、まずマトリックスのフェライトに塑性変形が生じ、球状炭化物への応力が高くなり、ついにはその破壊強度に達してボイドが発生する。ボイドの発生は、炭化物自体が割れてできるもの (cracking) と、炭化物とマトリックスの界面がはく離してできる (decohesion) ものがある。球状炭化物にともなうボイドの発生では、両者は同程度に認められ¹⁶⁾、また Photo. 8 (a) でも両方の場合が見られる。このことから、炭化物の破壊応力と界面はく離のための応力はほぼ同程度であると考えてよく、以下では炭化物が破壊してボイドが発生する場合について議論する。転位の障害となる析出粒子への応力に関しては、分散強化合金について Ansell-Lenel²⁵⁾ (AL) および Fisher-Hart-Pry²⁶⁾ (FHP) らの転位モデルがある。AL のモデルは、むしろ曲率をもたない直線的な障害物に適用されるべきで、球状の析出粒子などには不相当であるとして NICHOLSON ら²⁷⁾により批判されている。

FHP モデルによると析出物のまわりに Orowan 機構²⁸⁾により転位ループが形成され、半径 R の析出物に N 個のループができると、析出物への応力 τ は (1) 式で与えられる。

$$\tau = \frac{N\mu b}{2R} \dots\dots\dots (1)$$

ここで μ は剛性率、 b はパーガスベクトルである。

FHP モデルでは単純な転位ループを考えているが、実際の粒子のまわりでの転位はきわめて複雑であり、転位のクロス・スリップが生じ tangling, セルの形成が起こるといわれている^{29)~30)}。しかし一方では析出強化は

FHP のモデルでかなりよく説明されることも報告されている²⁶⁾³¹⁾。本実験においても球状炭化物のまわりには複雑な転位の tangling やセルの形成がみられ、実際の粒子まわりの複雑な転位配列を単純な FHP モデルにおける転位ループにおきかえてよいものと仮定して、この場合も FHP モデルをもとにして検討してみる。

いま球状炭化物にとめられた転位が平均的に粒半径 R 程度の曲率で曲げられているとする。1本の転位を曲率半径 R に曲げるに要する応力は $\mu b/2R$ であるから、粒まわりに N 本の転位があるとする、粒にかかる応力は結局 (1) 式で与えられる FHP モデルでの応力と同じ式で示される。ここで球状炭化物のまわりの平均転位密度を ρ とし、粒子表面から r の距離以内にある転位が粒子に影響をおよぼすと仮定すると、粒子のまわりの転位の全長は $4\pi R^2 r \rho$ となる。一方これを粒半径 R をもつ粒子をとりまく N 本のループにおきかえてよいと仮定すればその全長は $2\pi RN$ であるから

$$N = 2Rr\rho \dots\dots\dots (2)$$

となる。これを (1) 式に代入すると

$$\tau = r\mu b\rho \dots\dots\dots (3)$$

となる。この応力が粒子 (この場合セメンタイト) の破壊応力 τ_{cem} に達したときにボイドが発生すると考えられる。またマトリックスの転位の有効迂り距離を A とするとひずみ ϵ は転位密度 ρ と次式の関係がある。

$$\epsilon = Ab\rho \dots\dots\dots (4)$$

また A はひずみの初期では粒子間隔 L 程度であるが、ひずみとともに小さくなると考えると、通常のひずみ域では次式で近似的に示されるとする。

$$A = \frac{k}{\epsilon} L \dots\dots\dots (5)$$

結局 (4)、(5) 式を (3) 式に代入し、ボイドの発生するひずみ ϵ_I を求めると、

$$\epsilon_I = \sqrt{\frac{L\tau_{cem}}{kr\mu}} \dots\dots\dots (6)$$

となる。ここで k は定数であり、ひずみとともに転位の有効迂り距離が減少する度合に関係する。

著者らは前に球状炭化物にボイドが発生するまでのひずみをしらべ¹⁶⁾マトリックスの転位密度がある臨界値に達したときにボイドが発生し、ボイドが発生するまでのひずみは炭化物粒間距離の平方根に比例することを報告した。(3) 式で ρ の増加とともに τ が増加し、セメンタイトの破壊応力になったときにボイドが発生すると考えると、臨界転位密度は臨界応力を与えるときの転位密度であるといえる。また (6) 式は ϵ_I が L の平方根に比例していることを示している。セメンタイトの破壊強さは

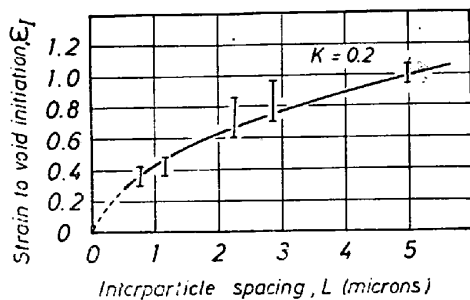


Fig. 1. Comparison of experimental data of strain to void initiation in spheroidized steel B with calculated values by eq. (6) using $k=0.2$ (solid curve).

COLLINS ら³²⁾により 10^3 kg/mm^2 , WEBB ら³³⁾により $400\sim 800 \text{ kg/mm}^2$ の値が報告されている。(6)式において $\tau_{cem}=10^3/\text{mm}^2$, $\mu=10^4 \text{ kg/mm}^2$ とし, r としてセル壁の幅程度をとるとして $r=10^{-5} \text{ cm}$ とする. 転位の有効迂り距離はマトリックスにおけるセルの形成などにより減少すると考えられ, (5)式から, k の値はマトリックス中にセル形成がはつきりとみられる ε の値と同程度ととるのが妥当である. 3.1節に示した観察から k の値として $0.1\sim 0.2$ 程度に見積るのが妥当と思われる. Fig. 1はこれらの値から(6)式を用いて計算した結果であり, 実験結果¹⁶⁾をよく説明しているといえる.

4.2 パーライト粒にかかる応力と破壊

パーライト粒は球状炭化物にくらべて10倍程度の大きさがあり, そのまわりの転位配列はさらに複雑である. しかし観察によれば, パーライト粒の周りにはセルの形成が認められており, セルを形成する転位が平均としてパーライト粒径程度の曲率で曲げられていると考えることにより, 今までにのべた球状炭化物に対するモデルから, パーライト粒にかかる応力がある程度推定できると考えられる. ただしこの場合に, 球状炭化物のときと異なる点は, 球状炭化物のときはそれ自体はほとんど塑性変形をせず, その破壊応力に達するまで持ちこたえるのに対し, パーライト粒ではそれ自体にかなり大きな塑性変形が生じることである. 著者らの実験結果¹⁸⁾によれば, パーライト粒はかなり小さな応力 ($80\sim 100 \text{ kg/mm}^2$)で変形がみられ, パーライト粒自体のひずみが $\varepsilon=0.3$ 程度に達したときにボイドが発生し, このときのパーライト粒にかかる応力は $110\sim 120 \text{ kg/mm}^2$ 程度である. ただしこのときのボイド発生点は, パーライト中のセメンタイト板にマイクロボイドが発生したあと, これらが連結されてパーライト粒程度の大きさになった点としたので, 実際にマイクロボイドが発生するのはこれよりもかなり小さなひずみと応力であろうと思われる.

フェライト・パーライト組織におけるボイドの発生するひずみ (パーライト粒自体のひずみではなく材料全体のひずみ) ε_I は(6)式の τ_{cem} に対してパーライト粒の破壊強度 τ_p を用いて

$$\varepsilon_I = \sqrt{k \frac{L\tau_p}{r\mu}} \quad \dots\dots\dots (7)$$

で示される. パーライトの破壊強度は前述のように $110\sim 120 \text{ kg/mm}^2$ 程度であり, MILLER ら⁴⁾によつても同程度の値が報告されている. (7)式で $\tau_p=10^2 \text{ kg/mm}^2$ とすると, $L=25 \mu\text{m}$ 程度程度の $0.05\% \text{ C}$ 鋼で $\varepsilon_I=0.50$ となり, $L=10 \mu\text{m}$ 程度程度の $0.58\% \text{ C}$ 鋼で $\varepsilon_I=0.32$ となり ($k=0.1$ として), それぞれの実測値¹⁸⁾ $0.78, 0.38$ に近い値を与える.

4.3 パーライト粒内におけるセメンタイト板の破壊

パーライト粒は上記のように 10^2 kg/mm^2 程度の外力を受け, パーライト粒自体が変形する. このとき, パーライト粒内のフェライト板に塑性変形が生じその応力集中によりセメンタイト板が破壊する⁴⁾³⁴⁾. この場合のセメンタイト板は球状の析出粒子とは異なり, 転位に対する直線的な障害物と見なしてよく, 前に述べたAL型のモデルが適用できると思われる. すなわち, 外力 σ を受けたときのセメンタイト板への応力は

$$\tau = \frac{2S\sigma^2}{\mu b} \quad \dots\dots\dots (8)$$

で与えられる. ここで $2S$ はパーライト層間隔である. パーライト粒にかかる応力 $\sigma=10^2 \text{ kg/mm}^2$ とし, パーライト層間隔を実測値 $0.3 \mu\text{m}$ とすると $\tau=10^3 \text{ kg/mm}^2$ となり, セメンタイト破壊応力程度となる. すなわち, フェライト・パーライト鋼では, まずマトリックスのフェライトの塑性変形により FHP モデル型の応力がパーライト粒にかかり, その応力を受けてパーライト粒が変形し, パーライト粒内では AL モデル型の応力がセメンタイト板にかかりボイド発生に到ると考えられる.

(8)式において τ はセメンタイトの破壊応力 τ_{cem} に, σ は(7)式の τ_p に相当するから, (7), (8)式からフェライト・パーライト鋼におけるボイド発生までのひずみは

$$\varepsilon_I = \left(\frac{kL}{r}\right)^{1/2} \left(\frac{b}{2S\mu} \tau_{cem}\right)^{1/4} \quad \dots\dots\dots (9)$$

となる. この式から, ε_I は L (パーライト粒間隔)の $1/2$ 乗に比例して, また $2S$ (パーライト層間隔)の $1/4$ 乗に反比例する. パーライト粒間隔が大きくなるほど延性が高くなることは一般によく知られているが, パーライト層間隔と延性に関する報告は少ない. しかし RINEBOLT³⁵⁾らは層間隔が大きいほど延性, 衝撃の吸収エネルギー

一が低くなることを認めている。

以上の考察では析出物まわりの応力緩和³⁶⁾などについては考えておらず。また粒子まわりの転位の特性(各バースベクトルの不均一性)なども考慮に入れていないため、定量的な議論はさらにくわしい検討を要するが、半定量的にはある程度過去の実験結果を説明できるといえる。

5. 結 言

球状炭化物およびフェライト・パーライト組織を有する鋼に引張変形を与え、第2相粒子のまわりの転位組織、ボイドの発生、成長、連結などの延性破壊過程を観察し、これらの結果から第2相粒子への応力、ボイドの発生機構について考察した。

球状炭化物組織ではひずみの進行にともない球状炭化物はマトリックスの転位の障害となり、粒のまわりに転位の tangling, セルの形成がみられる。粒にかかる応力は、粒のまわりの転位が平均として粒半径程度の曲率に曲げられることよるとした、Fisher-Hart-Pry のモデルの修正から予想できる。この応力が球状炭化物の破壊応力に達したときにボイドが発生すると考えることにより、ボイド発生までのひずみ量の粒間距離依存性も説明できる。

フェライト・パーライト組織において、パーライト粒を第2相粒子と考えると、球状炭化物のモデルと同様にしてパーライト粒にかかる応力を推定できる。しかし、パーライト粒は球状炭化物にくらべてはるかに小さな応力でそれ自身の変形が起こり、パーライト粒内でのフェライト板の変形による転位の応力集中によりセメンタイト板が破壊してボイドが発生する。この場合のセメンタイト板は転位に対する直線的障害物と考えられ、Ansell-Lenel 型のモデルから応力を予想できる。このようなモデルから、フェライト・パーライト鋼におけるボイド発生までのひずみはパーライト粒間隔の1/2乗に比例し、パーライト層間隔の1/4乗に反比例すると予想される。

文 献

- 1) K. E. PUTTICK: JISI, 185 (1957), p. 161
- 2) B. R. BUTCHER and H. R. PETTIT: JISI, 204 (1966), p. 469
- 3) D. P. CLAUSING: Trans. ASM, 60 (1967), p. 504
- 4) L. E. MILLER and G. C. SMITH: JISI, 208 (1970), p. 998
- 5) C. F. TIPPER: Metallurgia, 39 (1949), p. 133
- 6) C. CRUSSARD et al.: JISI, 183 (1956), p. 146

- 7) K. E. PUTTICK: Phil. Mag., 4 (1959), p. 964
- 8) B. I. EDELSON and W. M. BALDWIN: Trans. ASM, 55 (1962), p. 230
- 9) J. GURLAND and J. PLATEAU: Trans. ASM, 56 (1963), p. 442
- 10) P. F. THOMASON: J. Inst. Metals, 96 (1968), p. 360
- 11) M. G. COCKCROFT and D. J. LATHAM: J. Inst. Metals, 96 (1968), p. 2444
- 12) F. A. McCLINTOCK: J. Appl. Mech., 35 (1968), p. 363
- 13) 小坂田, 林: 第21回塑性加工連合講演集(1970), p. 455
- 14) M. NAGUMO: Acta Met., 21 (1973), p. 1661
- 15) F. B. PICKERING: Toward Improved Ductility and Toughness, Proc. Symp. at Kyoto, (1971), p. 9
- 16) 井上, 木下: 塑性と加工, 14 (1973), p. 291
- 17) 井上, 落田, 木下: 鉄と鋼, 61 (1975), p. 808
- 18) 井上, 木下: 鉄と鋼, 62 (1976), p. 90
- 19) 井上, 木下: 鉄と鋼, 60 (1974), A119
- 20) A. H. HALTZMAN, J. C. DANKO, and R. D. STOUT: Trans. AIME, 212 (1958), p. 475
- 21) M. KALDOR: Acta Met., 10 (1962), p. 887
- 22) 井上(明), 小倉, 増本: 日本金属学会会報, 13 (1974), p. 653
- 23) A. J. EDWARD: Report of NRL
- 24) M. GENSARMER: Trans. ASM, 36 (1945), p. 30
- 25) G. S. ANSELL and F. V. LENEL: Acta Met., 8 (1960), p. 612
- 26) J. C. FISHER, E. W. HART and R. H. PRY: Acta Met., 1 (1953), p. 336
- 27) A. KELLY and R. B. NICHOLSON: Progress in Materials Science, vol. 10, Pergamon Press (1963), p. 151
- 28) E. OROWAN: Symp. on Internal Stresses in Metals and Alloys, The Inst. Metals, London, (1948), p. 451
- 29) R. S. GOODRICH and G. S. ANSELL: Acta Met., 12 (1964), p. 1097
- 30) G. THOMAS and J. NUTTING: J. Inst. Metals, 86 (1957), p. 7
- 31) D. W. ASHALL and P. E. EVANS: Metal Sci. J., 2 (1968), p. 96
- 32) M. J. COLLINS and D. A. WOODFORD: JISI, 203 (1965), p. 184
- 33) W. W. WEBB and W. D. FORGENG: Acta Met., 6 (1958), p. 462
- 34) A. R. ROSENFELD, et al.: Trans. ASM, 61 (1968), p. 807
- 35) J. A. RINEBOLT and W. J. HARRIS: Trans. ASM, 43 (1951), p. 1175
- 36) M. F. ASHBY: Phil. Mag., 14 (1966), 1157