

論 文

UDC 539.413 : 669.15'26-194.54 : 620.174 : 620.115.842

高炭素低クロム鋼の切欠き静的曲げ破壊におよぼす
未溶解炭化物の影響*

岡林 邦夫**・富田 恵之***・山口 俊雄****

Effects of Residual Carbides on the Notch Slow Bending Fracture
in High Carbon and Low Chromium Steels

Kunio OKABAYASHI, Yoshiyuki TOMITA, and Toshio YAMAGUCHI

Synopsis:

A study has been made of effects of residual carbides on the notch slow bending fracture in high carbon and low chromium steels.

Results obtained are as follows:

Absorbed energy obtained of the 2 mmV notch test specimens decreases with an increase in mean particle size of residual carbides in specimens containing 13 per cent of residual carbides in volume, but increases with an increase in mean particle size of residual carbides in specimens containing 8 per cent of residual carbides in volume, regardless of the test temperature. It is assumed that the former depends primarily on the resistance of fracture of residual carbides or the resistance of separation of them from matrix owing to fracturing at the interface of them, while the latter depends primarily on stress concentration at the interface of residual carbides under 2 mmV notch.

On the other hand, absorbed energy obtained of the 2mmV notch test specimens with pre-crack increases with an increase in mean particle size of residual carbides, regardless of amounts of residual carbides and the test temperature, this being distinct from the results obtained of 2mmV notch test specimens. It is assumed that these results depend primarily on stress concentration at the interface of residual carbides.

1. 緒 言

著者らは、マルテンサイト基地中に第二相を有する混合組織の微視組織の因子と破壊特性の関係について一連の検討を行なっており、先に、第二相として残留オーステナイトを取り上げ、それらの静的引張りならびに静的および衝撃曲げ破壊におよぼす影響について検討し、その結果を報告した¹⁾²⁾。

本研究は、これらの研究の一環として行なつたもので、焼入の際にオーステナイト化不完全のために残留したり、あるいは耐摩耗性の向上のために故意に残留させたりする未溶解炭化物の破壊に対する寄与について検討を行なつた。

一般に、鋼中に含有される炭化物が静的破壊に対して顕著な影響を与えることはよく知られており、それらに関する研究も巨視的あるいは微視組織的観点からかな

り行なわれている。しかしながら、その多くが、それらがフェライト基地中に含有される場合について行なわれたもので^{3)~8)}、未溶解炭化物がマルテンサイト基地中に含有される場合については、これまで、軸受鋼の特性としての圧壊値^{9)~11)}や一次炭化物を含む合金工具鋼における静的破壊¹²⁾などの研究報告があるが、それらの静的破壊に対する寄与についての考え方においてはいまだ不明な点が少なくない。

本報告では、高炭素低クロム鋼を用いて、熱処理を種々変化させることにより未溶解炭化物の粒径および体積率を変化させ、それらの切欠き静的曲げ破壊におよぼす影響について若干の検討を行なつた。

2. 実験方法

2.1 供試鋼および熱処理

供試鋼は市販の真空脱ガス処理された軸受鋼第二種

* 昭和51年3月15日受付 (Received March 15, 1976)

** 大阪府立大学工学部 工博 (College of Engineering, University of Osaka Prefecture, 4-804 Umemachi Mozu Sakai 591)

*** 大阪府立大学工学部 (College of Engineering, University of Osaka Prefecture)

**** 大阪府立大学大学院 (現(株)北海鉄工所 (Graduate School, University of Osaka Prefecture))

Table 1. Chemical composition (wt%), gas analysis (ppm) and cleanliness (%) of steels used.

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Mo	Al
1.08	0.20	0.38	0.005	0.013	1.40	0.03	0.05	0.01	0.001
O		N	H		d_A (%)		d_B (%)	d_C (%)	
16		20	1.3		0.02		0.01	0.002	

Table 2. Relation between amounts of residual carbides and heat treatment.

	Amount of residual carbide (vol. %)	Heat treatment
Fine carbide	13	840°C × 8 min → 350°C × 5 sec → O. Q. → sub. (-196°C × 25hr)
	8	840°C × 12 min → 250°C × 5 sec → O. Q. → sub. (-196°C × 25hr)
Intermediate carbide	13	840°C × 10 min → 350°C × 5 sec → O. Q. → sub. (-196°C × 25hr)
	8	840°C × 15 min → 250°C × 5 sec → O. Q. → sub. (-196°C × 25hr)
Coarse carbide	13	840°C × 15 min → 350°C × 5 sec → O. Q. → sub. (-196°C × 25hr)
	8	840°C × 26 min → 250°C × 5 sec → O. Q. → sub. (-196°C × 25hr)

O. Q. = oil quench sub. = subzero treatment

(SUI-2) で、その化学成分、ガス分析値ならびに光学顕微鏡による点算法 (JIS G0555) で算出した清浄度については Table 1 に示すとおりである。供試鋼は90φの as rolling 材として入手し、13 t の厚さに熱間鍛造後、5 t × 35 w × 80 l (mm) に機械加工し試料に供した。それらは前処理として、アルゴンガス気流中で 920°C × 1 hr 焼ならしを行なった後、真空中 (10⁻⁴ mmHg) あるいはアルゴンガス気流中で Fig. 1 に示すごとき三種類の球状化焼鈍を行ない、炭化物粒径を細粒、中粒および粗粒に変化させた。その後、これらの試料は 650°C × 20hr 真空中でひずみ取り焼鈍を行なった。マルテンサイト基地中に体積率 13 および 8% (以下 13% vol. および 8% vol. と称する) の未溶解炭化物を残留させる熱処理は、鉛浴中でオーステナイト化後、トルースタイトなどの不完全焼入組織が混入しないように Ms 点直上の温度に保持した鉛-錫浴中に急冷し、油焼入した。また残留オーステナイトの影響をできるだけ少なくするために、焼入後直ちに液体窒素中で深冷処理を行なった。これらの熱処理の詳細については Table 2 に示すとおりである。なお、焼もどしはすべて油浴中で 200°C × 1hr 行ない、焼もどし後は空冷した。

2.2 未溶解炭化物の体積率および平均粒径の測定

未溶解炭化物の体積率は光学顕微鏡による lineal analysis¹³⁾で測定した。また、未溶解炭化物の平均粒径は二段カーボンレプリカ法による電子顕微鏡で観察した結果、未溶解炭化物の粒径および体積率に関係なく、ほぼ球状と考えられたので、それらを等価な球に近似して、

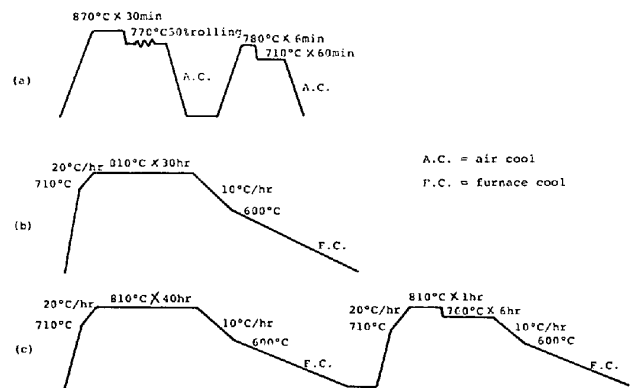


Fig. 1. Schematic diagrams of spheroidizing treatment of carbides in steels used. (a), (b) and (c) indicate spheroidizing treatment for obtaining fine, intermediate and coarse carbides, respectively.

5000倍のレプリカ組織写真上に現われる1500個の円の直径を測定し、それらのひん度分布を求め、次式¹³⁾で決定した。

$$\bar{d} = \frac{\pi}{2} \frac{\sum n_i d_i}{\sum n_i} \dots\dots\dots (1)$$

ここで、 \bar{d} は未溶解炭化物の平均粒径、 d_i は写真上に現われる未溶解炭化物の円の直径、 n_i はそれらのひん度である。

2.3 硬さ試験および残留オーステナイトの定量

硬さ試験はピッカース硬さ計を用いて荷重 30 kg で行なった。残留オーステナイトの定量はX線回折法で行ない、その定量は次式¹⁴⁾で行なった。

$$V_r = (1 - C) / (1 + GP) \dots\dots\dots (2)$$

ここで、 V_r は残留オーステナイト量、 P はマルテンサイトとオーステナイトそれぞれの積分強度の比、 G は未溶解炭化物量、 G は照射条件によつて決定される定数である。実験は CoK_{α} 線を用いて、 $\alpha(211)$ 、 $\gamma(220)$ および $\gamma(311)$ の回折面で、スキヤニング速度 $0.015^\circ/\text{min}$ のステップスキヤニング法で行なつた。試料の X 線照射面は湿式研磨後、過塩素酸-無水酢酸-水の電解液で電解研磨して調整した。

2.4 静的曲げ試験および試験片

静的曲げ試験は最大容量 25 t のインストロン式万能材料試験機を用いて、スパン長 60 mm、負荷速度 $0.5 \text{ mm}/\text{min}$ の 3 点曲げ方式で行なつた。試験温度としては、延性的な破壊挙動をとると考えられる温度から脆性的な破壊挙動をとると考えられる温度まで検討するために、室温 (18°C)、 -78 および -196°C の試験温度を選定して行なつた。なお、 -78 および -196°C における試験は、それぞれドライアイスとアセトンの混合溶液中および液体窒素中に行なつた。試験片は $3 \text{ t} \times 10 \text{ w} \times 80 \text{ l}$ (mm) の寸法形状のものに放電加工機により、切欠き底の曲率半径 0.25 mm の 2 mm V 切欠き (表面粗さ 10μ) を挿入したもの (以下これらの試験片を用いて行なつた試験を V 試験と称する) ならびに 2 mm V 切欠き底から最大容量 4 kgm のシェンク式繰返疲労試験機を用いて、 $7 \sim 10 \times 10^4$ サイクルで $0.2 \sim 0.3 \text{ mm}$ の長さの pre-crack を生じさせたもの (以下これらの試験片を用いて行なつた試験を VP 試験と称する) を用いた。なお、これら試験片の平面および側面は平面研磨盤により $\pm 1/100 \text{ mm}$ の精度に仕上げた。静的曲げ破壊値は破壊までに要した吸収エネルギー (破壊までの曲げ荷重-たわみ曲線下の面積をプランナーで測定し、それらをエネルギー単位に換算した後、有効断面積で割つた値) で評価した。

2.5 顕微鏡組織および破面の観察

微視組織は 200 kV 透過電子顕微鏡を使用して、薄膜

により観察した。観察に用いた薄膜試験片は試料を 0.1 mm 厚さに切り出し、フッ化水素酸-過酸化水素水で化学研磨後、磷酸-クロム酸電解液で電解研磨して作製した。破断後の破面の微視的観察は 15 kV 走査型電子顕微鏡および二段カーボンレプリカ法による電子顕微鏡で行なつた。

3. 実験結果および考察

3.1 未溶解炭化物の平均粒径ならびに試料の硬さ、結晶粒径および残留オーステナイト

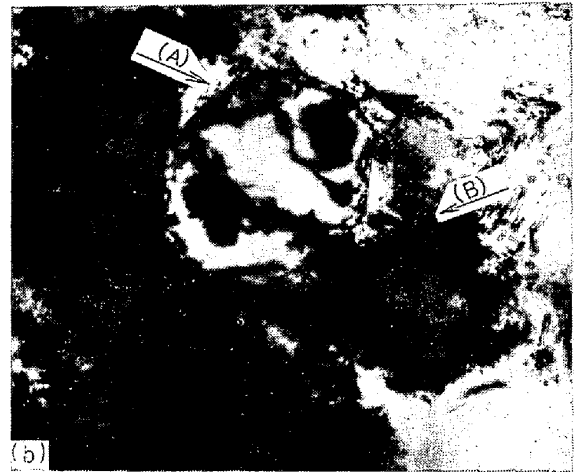
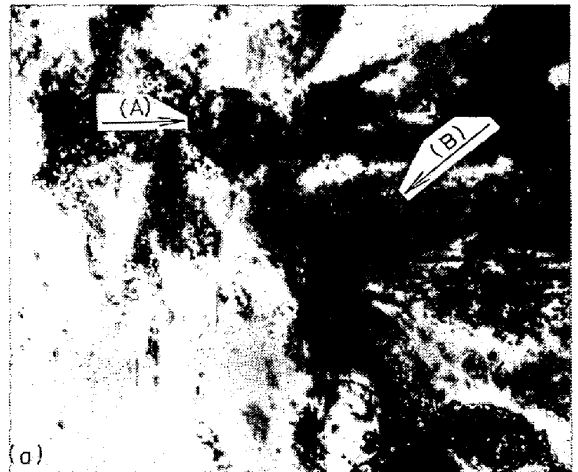
Table 3 はそれぞれ、13 および 8% vol. の未溶解炭化物が含有される場合の未溶解炭化物の平均粒径ならびにその試料の硬さ、前オーステナイト結晶粒径および残留オーステナイト量を示したものである。これらの結果から分かるように、未溶解炭化物の平均粒径は、13% vol. では $0.41 \sim 1.14 \mu$ 、8% vol. では $0.32 \sim 0.83 \mu$ の範囲でそれぞれ変化し、硬さ、前オーステナイト結晶粒径および残留オーステナイト量は、体積率一定の場合、未溶解炭化物の平均粒径の大小にかかわらずあまり変らなかつた。

3.2 未溶解炭化物の周辺および基地マルテンサイトの微視組織

Photo. 1 は 13% vol. の未溶解炭化物が含有される場合の代表的な観察結果である。これらの結果から分かるように、未溶解炭化物の界面の周辺には、それらの大小にかかわらず、局部的に集積する転位群が観察され (Photo. 1 において矢印で示す)、それらは粒径が大きくなるとともに、次第に、明瞭に観察されるようになった。なお、基地中には双晶マルテンサイトはあまり観察されなかつた。Photo. 2 は 8% vol. の未溶解炭化物が含有される場合の代表的な観察結果である。この場合には、粒径の大小にかかわらず、未溶解炭化物の界面の周辺に局部的に集積する転位群が明瞭に観察される (Photo. 2 において矢印 A で示す) と同時に、マルテンサイト変態の

Table 3. Mean particle size of residual carbides, hardness, pre-austenite grain size and amounts of retained austenite in specimens containing 13 and 8 per cent of residual carbides in volume.

Amount of residual carbides (vol %)	Mean particle size, \bar{d} of residual carbides (μ)	Hardness (Hv)	Pre-austenite grain size (μ)	Amount of retained austenite (%)
13	0.41	810	6.5	<1.5
	0.62	810	6.8	<1.5
	1.14	813	7.1	<1.5
8	0.32	850	6.7	2.0
	0.43	850	7.2	1.8
	0.83	852	7.7	1.7



0.8 μ

0.8 μ

Photo. 1. Transmission electron micrographs of specimens containing 13 per cent of fine (a) and coarse (b) residual carbides in volume after heat treatment.

Heat treatment : (a); $840^{\circ}\text{C} \times 8 \text{ min} \rightarrow 350^{\circ}\text{C} \times 5 \text{ sec} \rightarrow \text{O.Q.} \rightarrow \text{sub.} \rightarrow 200^{\circ}\text{C} \times 1 \text{ hr temper.}$, (b); $840^{\circ}\text{C} \times 15 \text{ min} \rightarrow 350^{\circ}\text{C} \times 5 \text{ sec} \rightarrow \text{O.Q.} \rightarrow \text{sub.} \rightarrow 200^{\circ}\text{C} \times 1 \text{ hr temper.}$ (O.Q.=oil quench, sub.=subzero treatment)

Arrows indicate masses of dislocations seemed to be piled up against interface of residual carbides during martensite transformation.

Photo. 2. Transmission electron micrographs of specimens containing 8 per cent of fine (a) and coarse (b) residual carbides in volume after heat treatment.

Heat treatment : (a); $840^{\circ}\text{C} \times 12 \text{ min} \rightarrow 250^{\circ}\text{C} \times 5 \text{ sec} \rightarrow \text{O.Q.} \rightarrow \text{sub.} \rightarrow 200^{\circ}\text{C} \times 1 \text{ hr temper}$ (b) $840^{\circ}\text{C} \times 26 \text{ min} \rightarrow 250^{\circ}\text{C} \times 5 \text{ sec} \rightarrow \text{O.Q.} \rightarrow \text{sub.} \rightarrow 200^{\circ}\text{C} \times 1 \text{ hr temper}$ (O.Q.=oil quench, sub.=subzero treatment)

Arrows A and B indicate masses of dislocations seemed to be piled up against interfaces of residual carbides during martensite transformation and twins seemed to be introduced by deformation against interface of residual carbide during martensite transformation, respectively.

際に、基地が体積膨張を起こす結果、変形によつて形成されたと考えられる双晶欠陥が観察された (Photo. 2 において矢印 B で示す)。また、基地中に比較的多くの双晶マルテンサイトが観察された。

一方、これまでの研究報告¹⁰⁾から、このような高硬度鋼では、基地マルテンサイトの炭素量は破壊を支配する重要な因子であると考えられる。門間らは¹⁵⁾、0.41~1.08% C および 0.60~1.53% Cr を含有する鋼においてこれらすべてを球状化焼鈍し、それらの全炭素量と炭化

物の体積率の関係を求めた後、これらの結果を使用して未溶解炭化物が含有される場合の基地マルテンサイトの炭素量を求めている。本実験における供試鋼は彼らの場合と同様な鋼種であることから考えて、彼らの結果を使用して基地マルテンサイトの炭素量を推測することは十分妥当性があるものと考えられる。そこで、未溶解炭化

物の粒径により基地の炭素量があまり変化しないという仮定のもとに、彼らの結果を使用して基地マルテンサイトの炭素量を求めると、13% vol. の場合、約 0.4%、8% vol. の場合、約 0.6% と推測された。これらの結果はそれぞれの体積率における Ms 点あるいは基地マルテンサイトの形態から考えてほぼ妥当な値であると考えられる。

3-3 切欠き静的曲げ試験

3-3-1 V試験

Fig. 2 は、それぞれ 13 および 8% vol. の未溶解炭化物が含有される場合の V 試験における未溶解炭化物が含有される場合の V 試験における未溶解炭化物の平均粒径と吸収エネルギーの関係を示したものである。これらの結果から分るように、13% vol. の未溶解炭化物が含有される場合、試験温度に関係なく、吸収エネルギーは平均粒径が大きくなるとともに、順次低下する傾向があり、一方、8% vol. の未溶解炭化物が含有される場合、これまで報告された軸受鋼の特性としての圧壊値の結果と相反し、吸収エネルギーは試験温度に関係なく、平均粒径が大きくなるとともに、順次増大する傾向が認められた。

(1) 13% vol. の未溶解炭化物が含有される場合、Photo. 3 は、室温での V 試験における切欠き直下の破面を走査型電子顕微鏡により観察したものである。これらの観察結果から分かるように、未溶解炭化物の粒径の大

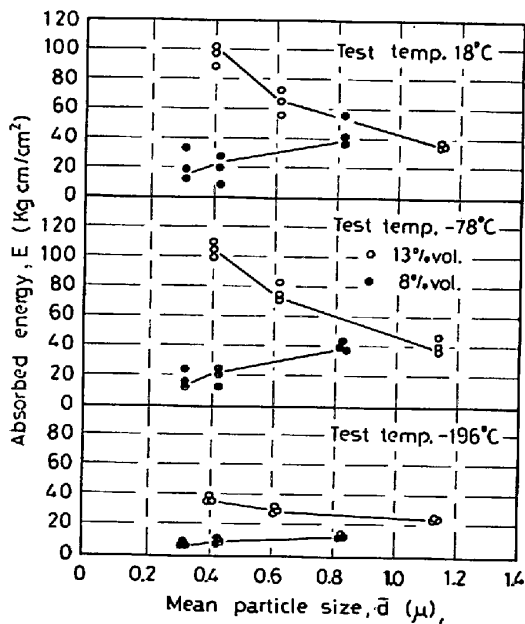


Fig. 2. Relation between mean particle size, \bar{d} , of residual carbides and absorbed energy, E , obtained from V-test of specimens containing 13 and 8 per cent of residual carbides in volume.

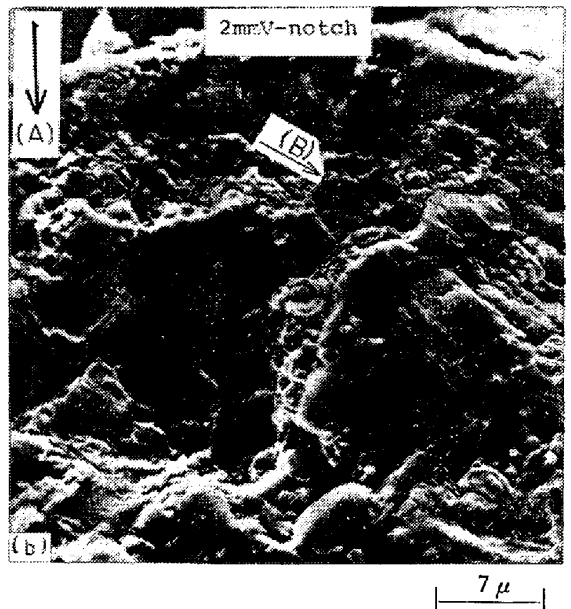
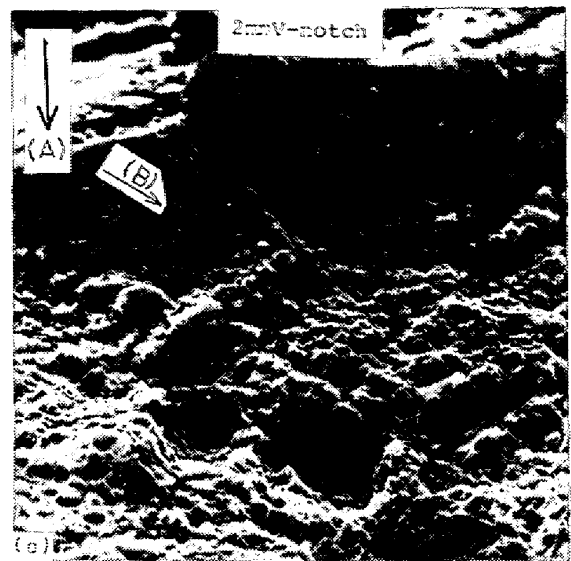


Photo. 3. Scanning electron micrographs of the fracture surface on V-test at 18°C in specimens containing 13 per cent of fine (a) and coarse (b) residual carbides in volume. Heat treatment : (a) 840°C × 8 min → 350°C × 5 sec → O.Q. → sub. → 200°C × 1hr temper, (b) 840°C × 15 min → 350°C × 5 sec → O.Q. → sub. → 200°C × 1hr temper. (O.Q.=oil quench, sub.=subzero treatment) Arrows A and B indicate the directions of main crack and micro cracks seemed to be formed by fracture of residual carbides or separation of them from matrix, respectively.

小にかかわらず、切欠き直下では、ほぼ未溶解炭化物の粒径に相当する大きさのマイクロクラックが比較的多く観察される (Photo. 3 において矢印 B で示す) と同時に、それらのクラックが脆性的に連結することにより破壊が進行したと考えられる様相が観察された。これらのミク

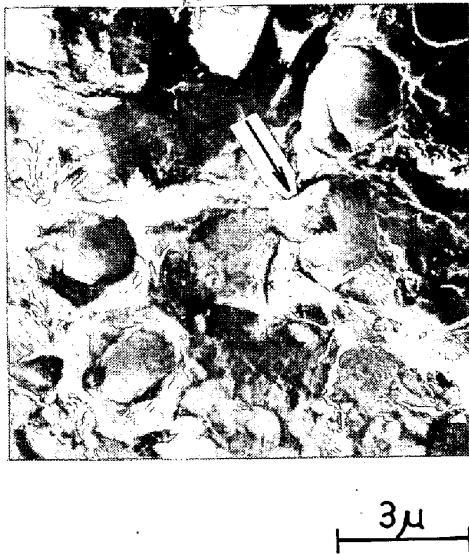


Photo. 4. Micrograph of two-step plastic-carbon replica of the fracture surface on V-test at 18°C in specimens containing 13 per cent of coarse residual carbides in volume.
Heat treatment : 840°C × 15 min → 350°C × 5 sec → O.Q. → sub. → 200°C × 1hr temper. (O.Q.=oil quench, sub.=sub-zero treatment.)
Arrow indicates coarse residual carbide which seemed to be fractured in the process of plastic deformation of matrix.

ロクラック形成の原因について調べるために、破面を二段カーボンレプリカ法によりさらに詳しく観察した結果未溶解炭化物の粒径が大きい場合、Photo. 4に示すように、それらがある程度未溶解炭化物の破壊によつて形成されると推測される痕跡が観察された (Photo. 4において矢印で示す)。一方、このことに関連して、WEBBら¹⁶⁾は、単独に存在するセメンタイトの破壊は、巨視的ひずみ 2~3%、応力 420~840 kg/mm² で生ずることを報告しているが、McMAHONら³⁾、フェライト中にセメンタイトが存在する時、セメンタイトの破壊は、基地の塑性変形によつて、巨視的ひずみ 1%、応力 28 kg/mm² で生ずることを報告している。また、LIUら⁵⁾は、球状炭化物が含有される 0.065~1.46%C 鋼における静的引張試験において、初期クラックは、すべて炭化物かあるいは炭化物の界面で生じ、大きい炭化物ほど優先的に割れることを報告している。このような観点に立脚して 13% vol. の未溶解炭化物が含有される場合の破壊過程について推測すると以下ようになる。外部応力が増大するにつれて、まず基地が局部的に塑性変形し、未溶解炭化物に対して応力集中が生ずる。その結果、粒径の小さい未溶解炭化物では主として、それらの界面の破壊な

どによつて界面が開き、それらが基地から分離するが一方、粒径の大きい未溶解炭化物では、それ自体が破壊するかあるいはそれらの界面の破壊などによつて界面が開き、それらの基地から分離することにより、粒径の大きさに相当する初期クラックが形成される。その後、それらの初期クラックは貯蔵された弾性ひずみエネルギーによつて、脆性的に連結して破壊に至ることが推測される。

そこで、これらの破壊の条件を検討するために、Fisher-Hart-Pryの分散強化の関係¹⁷⁾を適用した。彼らによれば、1μ以下の球状粒子が比較的粗に分散しており、外部応力により各粒子のまわりにN個の転位ループが形成される場合、各粒子のまわりにあるFrank-Read源を活動させるのに必要な外部応力σは、近似的に次式で与えられる。

$$\sigma = \mu b N / R m \cdot \left(\frac{r}{R} \right)^2 \dots\dots\dots (3)$$

ここで、rはすべり面における粒子の断面の平均半径、2Rはすべり面上での粒子間の平均距離、μは基地の剛性率、bはバーガスベクトルである。今、Rm=R/3とすると、(3)式は、

$$\sigma = 3\mu (r/R)^3 (Nb/r) \dots\dots\dots (4)$$

で与えられる。一方、この時、粒子と基地の界面に対して働く転位の集積によるひずみエネルギーは、近似的にμN²b²に等しい¹⁸⁾。したがつて、(4)式を使用してこのひずみエネルギーを表わすと

$$\mu N^2 b^2 = \sigma^2 / 9\mu (r/R)^6 (1/r^2) \dots\dots\dots (5)$$

となる。一方、粒子の破壊あるいは、粒子の界面の開きによる粒子の分離によつて、粒子の大きさのミクロクラックが形成されると、このひずみエネルギーは表面エネルギー 4γrに変換される。したがつて(5)式から

$$\sigma = 6\sqrt{\gamma\mu} (r/R)^3 (1/\sqrt{r}) \dots\dots\dots (6)$$

が成立する。ここで、γは粒子の界面の表面エネルギーである。一方、fを粒子の体積率として、Rを次式¹³⁾¹⁹⁾

$$R = 2r \{ (1-f) \sqrt{2/3f+1} \} / 2 \dots\dots\dots (7)$$

で与えると、(6)式は

$$\sigma = 6\sqrt{\gamma\mu} \{ 1 / (1-f) \sqrt{2/3f+1} \}^3 (1/\sqrt{r}) \dots\dots\dots (8)$$

となる。

本実験の場合、fは一定であり、γおよびμを一定と仮定すると、6√γμ{1/(1-f)√2/3f+1}³=K(一定)である。したがつて、γ=d/2とおくと、(8)式は

$$\sigma = K\sqrt{2/d} \dots\dots\dots (9)$$

となり、σと√2/dは一次関係にある。

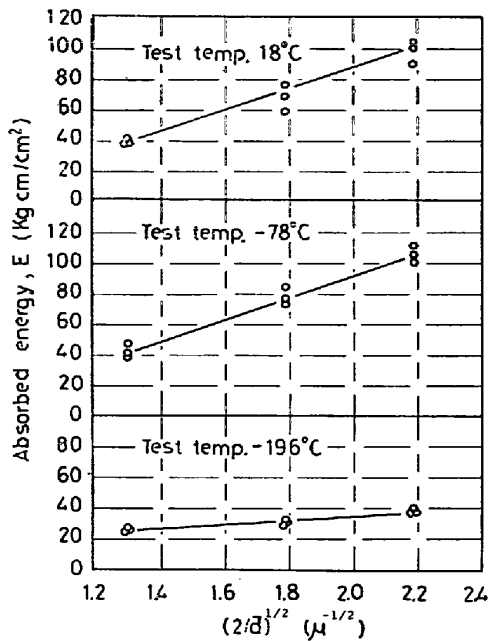


Fig. 3. Relation between $(2/d)^{1/2}$ and absorbed energy, E , obtained from V-test of specimens containing 13 per cent of residual carbides in volume.

Fig. 3 は 13% vol. の未溶解炭化物が含有される場合の各試験温度における吸収エネルギーと $\sqrt{2/d}$ の関係を示したものである。これらの結果から、試験温度に関係なく、両者の間には良好な一次関係が成立し、これらの破壊が以上述べた分散強化の関係に従うことが推測される。

(2) 8% vol. の未溶解炭化物が含有される場合

Photo. 5 は -196°C での V 試験における切欠き直下の破面を二段カーボンレプリカ法により観察したものである。これらの結果から、未溶解炭化物の粒径の大小にかかわらず、切欠き直下では未溶解炭化物の界面から破壊が進行したと考えられる痕跡が比較的多く観察された (Photo. 5 において矢印 B で示す)。これらの結果と、試験温度にかかわらず、破壊が弾性域で起つていたことをあわせて考えると、8% vol. の場合の破壊過程は、外部応力を受けると基地が塑性変形する前に、未溶解炭化物の界面が応力集中源となり、それらから連続的に破壊が起るものと推測される。この未溶解炭化物の界面が破壊における応力集中源となる理由については、基地がマルテンサイト変態の際に膨張を起し、未溶解炭化物には引張残留応力が、また、未溶解炭化物の周辺の基地には圧縮残留応力がそれぞれ働く結果、それらの界面では大きなひずみあるいは空隙が生ずることに起因するものと考えられる。このことは Photo. 2 で示したように、未溶解炭化物の周辺に変形によると考えられる双晶欠陥が

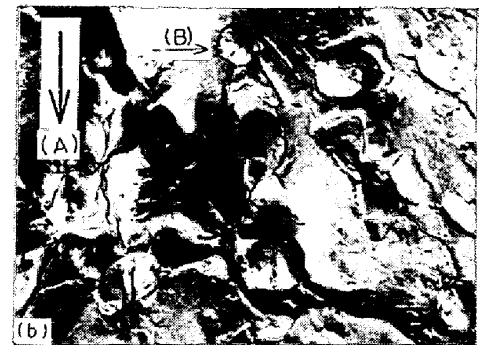
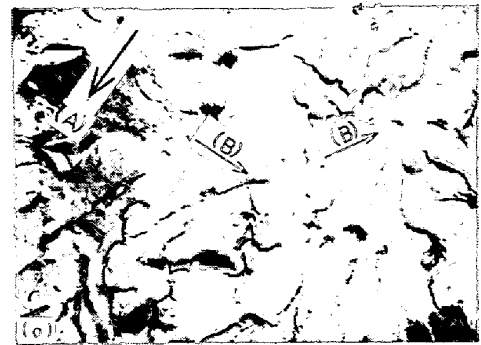


Photo. 5. Micrographs of two-step plastic-carbon replica of the fracture surface on V-test at -196°C in specimens containing 8 per cent of fine (a) and coarse (b) residual carbides in volume.

Heat treatment : (a) $840^{\circ}\text{C} \times 12 \text{ min} \rightarrow 250^{\circ}\text{C} \times 5 \text{ sec} \rightarrow \text{O.Q.} \rightarrow \text{sub.} \rightarrow 200^{\circ}\text{C} \times 1 \text{ hr}$ temper, (b) $840^{\circ}\text{C} \times 26 \text{ min} \rightarrow 250^{\circ}\text{C} \times 5 \text{ sec} \rightarrow \text{O.Q.} \rightarrow \text{sub.} \rightarrow 200^{\circ}\text{C} \times 1 \text{ hr}$ temper. (O.Q. = oil quench, sub. = subzero treatment)

Arrows A and B indicate the direction of main crack and micro cracks which seemed to be initiated at the interface of residual carbides, respectively.

観察されることでも推測される。

そこでこれらの破壊の条件を検討するために、NEUBER および OROWAN の応力集中の関係を適用した。彼らによれば、弾性域内で破壊が起るという条件のもとで、試験片の幅に比較して切欠き長さが浅く、また、切欠き尖端の半径が切欠き部断面の幅と切欠き深さに比較して非常に小さい場合 (最も極端な場合、切欠き尖端の半径が原子間オーダーである)、その尖端における最大応力 σ_m は、外部応力 σ に対して次式で与えられる。

$$\sigma_m = \sigma \cdot 2\sqrt{c/a} \dots\dots\dots (10)$$

ここで c は切欠き長さ、 $2a$ は切欠き尖端の直径である。本実験の場合、 $2\sqrt{c} = K$ (一定) および $2a = \bar{d}$ と

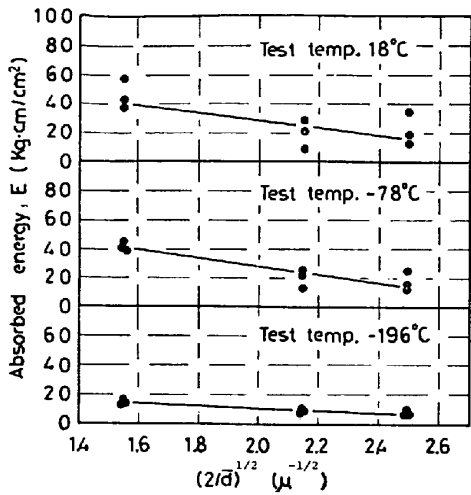


Fig. 4. Relation between $(2/\bar{d})^{1/2}$ and absorbed energy, E , obtained from V-test of specimens containing 8 per cent of residual carbides in volume.

おくと、 σ 一定条件のもとでは

$$\sigma_m = K\sqrt{2/\bar{d}} \dots\dots\dots (11)$$

が成立し、 σ_m と $\sqrt{2/\bar{d}}$ の間には一次関係が成立する。

Fig. 4 は 8% vol. の未溶解炭化物が含有される場合の各試験温度における吸収エネルギーと $\sqrt{2/\bar{d}}$ の関係を示したものである。これらの結果からわかるように、試験温度に関係なく、両者の間には良好な一次関係が成立し、これらの破壊が、これら未溶解炭化物の界面における応力集中の関係に従うことが推測される。

しかしながら、これら未溶解炭化物の粒径が大きくなるとともに吸収エネルギーが増大する結果は、前述したように、これまでに報告された軸受鋼の特性としての圧壊値の結果^{9)~11)}と相反している。武田らは¹⁰⁾、それらの粒径が小さくなると圧壊値が増大するのは、それらの粒径が小さいと基地の炭素濃度の極大値が小さくなるためであると報告している。この相反理由については、現在のところ不明であるが、ただ、本実験におけるごとく、切欠きにより応力集中を生じさせた場合、基地中の炭素濃度の極大に差があつたとしても、未溶解炭化物の界面の方が応力集中源となり易くなるためではないかと推測される。

3.3.2 VP試験

Fig. 5 は、それぞれ 13 および 8% vol. の未溶解炭化物が含有される場合のVP試験における、未溶解炭化物の平均粒径と吸収エネルギーの関係を示したものである。これらの結果から分かるように、VP試験ではV試験の場合と異なり、未溶解炭化物の体積率および試験温度に関係なく、吸収エネルギーは未溶解炭化物の平均粒

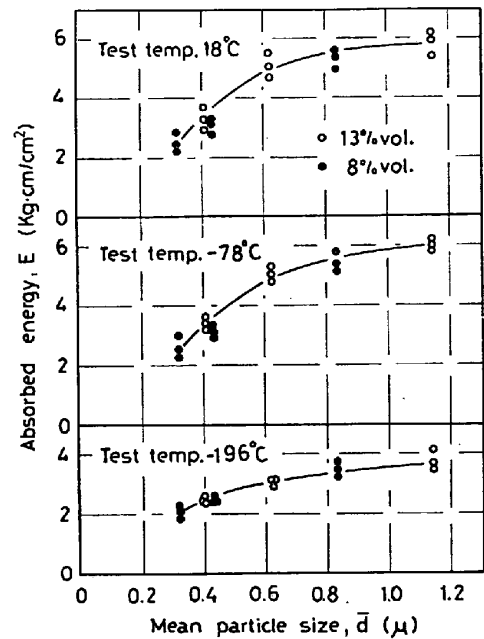


Fig. 5. Relation between mean particle size, \bar{d} , of residual carbides and absorbed energy, E , obtained from VP-test of specimens containing 13 and 8 per cent of residual carbides in volume.

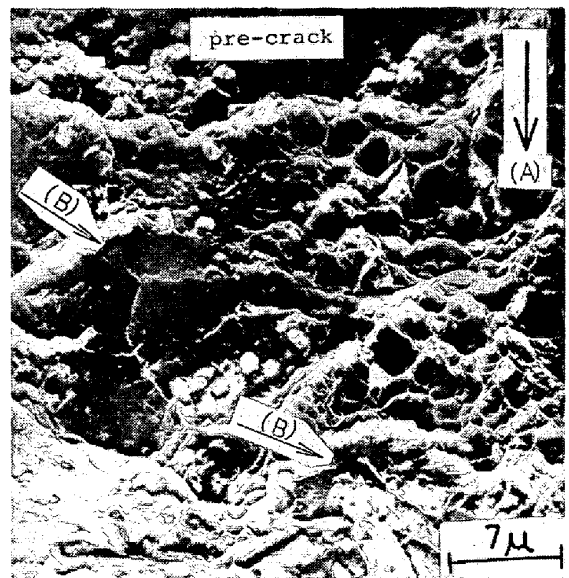


Photo. 6. Scanning electron micrograph of the fracture surface on VP-test at 18°C in specimen containing 13 per cent of intermediate residual carbides in volume. Heat treatment : 840°C × 10 min → 350°C × 5 sec → O.Q. → sub. → 200°C × 1hr temper. (O.Q.=oil quench, sub.=subzero treatment) Arrows A and B indicate the direction of main crack and micro cracks which seemed to be initiated at the interface of residual carbides, respectively.

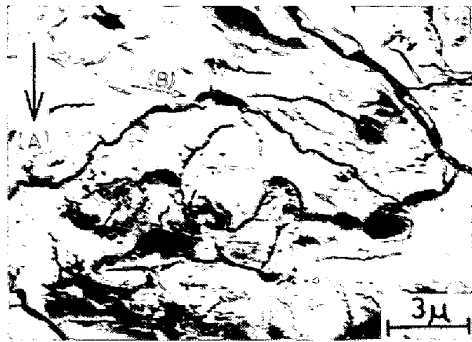


Photo. 7. Micrograph of two-step plastic-carbon replica of the fracture surface on VP-test at -196°C in specimen containing 8 per cent of intermediate residual carbides in volume. Heat treatment: $840^{\circ}\text{C} \times 15 \text{ min} \rightarrow 250^{\circ}\text{C} \times 5 \text{ sec} \rightarrow \text{O.Q.} \rightarrow \text{sub.} \rightarrow 200^{\circ}\text{C} \times 1 \text{ hr}$ temper. (O.Q.=oil quench, sub.=subzero treatment) Arrows A and B indicate the direction of main crack and micro cracks which seemed to be initiated at the interface of residual carbides, respectively.

径が大きくなるとともに、順次増大する傾向が認められた。

Photo. 6 は、13% vol. の未溶解炭化物が含有される場合の、室温 (18°C) での V P 試験における pre-crack 直下の破面を走査型電子顕微鏡により観察したもので、Photo. 7 は 8% vol. の未溶解炭化物が含有される場合の、 -196°C での V P 試験における pre-crack 直下の破面を二段カーボンレプリカ法により観察したものである。これらの観察結果から分かるように、未溶解炭化物の体積率に関係なく、pre-crack 下に存在する未溶解炭化物の界面から破壊が進行したと考えられる痕跡が比較的多く観察された (Photo. 5 および 6 において矢印 B で示す)。また、これらのことは未溶解炭化物の粒径の大小にかかわらず観察された。このことから、切欠き尖端における塑性拘束力が大きくなると、炭素濃度の相違による基底マルテンサイトの形態の変化あるいは未溶解炭化物の界面周辺における変化に関係なく、pre-crack 下に存在する未溶解炭化物の界面が破壊の起点となることが推測される。

そこで、これらの破壊の条件を検討するために、前述の NEUBER および OROWAN の応力集中の関係²⁰⁾を適用した。

Fig. 6 は、それぞれ 13 および 8% vol. の未溶解炭化物が含有される場合の各試験温度における吸収エネルギーと $\sqrt{2/d}$ の関係を示したものである。これらの結

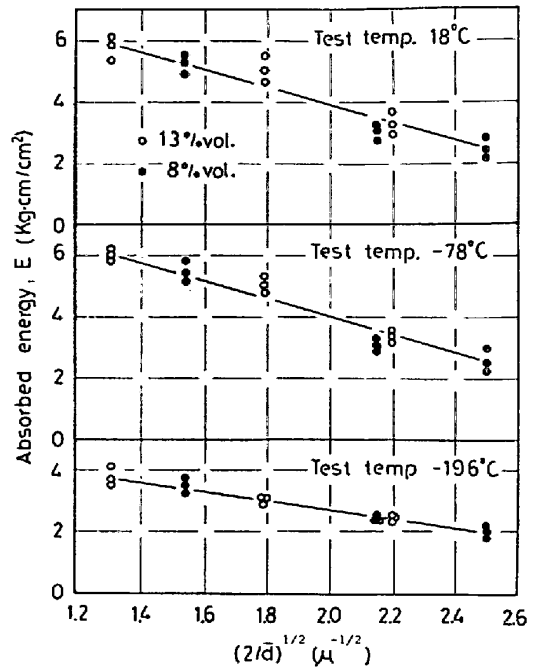


Fig. 6. Relation between $(2/d)^{1/2}$ and absorbed energy, E , obtained from VP-test of specimens containing 13 and 8 per cent of residual carbides in volume.

果から分かるように、未溶解炭化物の体積率および試験温度に関係なく、両者の間には良好な一次関係が成立しこれらの破壊が未溶解炭化物の界面における応力集中の関係に従うことが推測される。

4. 結 論

高炭素低クロム鋼の切欠き静的曲げ破壊におよぼす未溶解炭化物の影響について検討した結果、次のことが分かった。

(1) 2 mm V 切欠き試験の場合、未溶解炭化物の体積率 13% では、試験温度に関係なく、吸収エネルギーは未溶解炭化物の平均粒径が大きくなるとともに順次低下する傾向があり、一方、未溶解炭化物の体積率 8% では、試験温度に関係なく、吸収エネルギーは未溶解炭化物の平均粒径が大きくなるとともに順次増大する傾向が認められた。この場合、前者では主として、個々の未溶解炭化物の破壊の抵抗あるいは未溶解炭化物の界面の破壊により、未溶解炭化物が基底から分離するための抵抗に依存し、破壊は分散強化の関係に従うが、後者では主として、切欠き下の未溶解炭化物の界面が応力集中源となり、破壊はそれらの界面における応力集中の関係に従うことがそれぞれ推測された。

(2) 2 mm V 切欠き下に pre-crack を有する試験の場合、未溶解炭化物の体積率および試験温度に関係なく吸収エネルギーは未溶解炭化物の平均粒径が大きくなる

とともに順次増大する傾向が認められた。この場合、主として、pre-crack 下に存在する未溶解炭化物の界面が破壊の起点となり、破壊はそれらの界面における応力集中の関係に従うことが推測された。

終りにのぞみ、本実験における供試鋼を御提供下さった山陽特殊製鋼(株)の小柳明および森田剛太郎の両氏ならびに本実験に御協力下さった日本電子(株)および大阪府立松原高等職業訓練校の富井正氏に対しあわせて深謝の意を表します。

文 献

- 1) 岡林邦夫, 富田恵之, 黒木郁夫: 鉄と鋼, 62 (1976) 6, p. 661
- 2) 岡林邦夫, 富田恵之, 黒木郁夫: 鉄と鋼, 62 (1976) 8, p. 991
- 3) C. J. McMAHAN, Jr. and M. COHEN: Acta Met., 13 (1965) 6, p. 591
- 4) J. T. BARNBY: Acta Met., 15 (1967) 5, p. 903
- 5) C. T. LIU and J. GURLAND: Trans. ASM, 61 (1968), p. 156
- 6) T. C. LINDLEY: JISI, 207 (1967), p. 984
- 7) T. GLADMAN, B. HOLMES, and F. B. PICKERING: JISI, 208 (1970) 2, p. 172
- 8) 井上毅, 木下修司: 塑性と加工, 14 (1973) 47, p. 291
- 9) 瀬戸浩蔵, 高橋国展: 鉄と鋼, 48 (1962) 4, p. 269
- 10) 武田修三, 岩間義郎, 荒川武二, 山本俊郎: 鉄と鋼, 49 (1963) 1, p. 47
- 11) 門間改三, 丸田良平, 山本俊郎, 脇門恵洋: 日本金属学会誌, 32 (1968) 12, p. 1198
- 12) たとえば, 清水欣吾: Climax Moly., (1971), p. 209
- 13) R. L. FULLMAN: Trans. AIME, 172 (1953) 3, p. 447
- 14) J. DURIN and K. A. RIDAL: JISI, 206 (1968) 1, p. 60
- 15) 門間改三, 須藤一, 中野謙一: 日本金属学会誌, 31 (1967) 11, p. 1266
- 16) W. W. WEBB and W. D. FORGENG: Acta Met., 6 (1958) 7, p. 462
- 17) J. C. FISHER, E. W. HART, and R. H. PRY: Acta Met., 1 (1953) 3, p. 336
日本金属学会編: 格子欠陥と金属の機械的性質, (丸善) (1967), p. 251
(新版) 日本金属学会編: 転位論の金属学への応用, (丸善) (1971), p. 361
- 18) J. GURLAND: Trans. AIME, 227 (1963) 5, p. 1146
- 19) B. I. EDELSON and W. M. BALDWIN, Jr.: Trans. ASM, 55 (1962), p. 230
- 20) E. OROWAN: Welding J., 34 (1955) March, p. 157-S
渡辺正紀, 佐藤邦彦: 溶接力学とその応用 (朝倉書店) (1965), p. 93