

論 文

UDC 669.14.018.29 : 539.42 : 669.15-194 : 669.15'74-194

構造用鋼 S25C, S45C, SM50 の静水引張応力状態下での破壊挙動および破壊挙動図*

斎藤 栄**・志村 宗昭***・田中英八郎***

Fracture Behavior of Some Structural Steels under Hydrostatic Tension and Their Fracture-Mode-Negative Pressure-Temperature Diagrams

Sakae SAITO, Muneaki SHIMURA, and Eihachiro TANAKA

Synopsis:

The fracture behavior of some structural steels under the hydrostatic tensile stress state has been studied by means of the Bridgman-type specimens. The fracture behavior of these steels had strong dependence on the hydrostatic tensile stress state. It was shown that the higher the hydrostatic tension and the lower the testing temperature, the lower the fracture strain was. A transition from ductile to cleavage appeared on the specimens subjected to the larger hydrostatic tension.

The ductile-brittle transition pressure (negative pressure) DBTP is suggested to exist from the analogy of ductile-brittle transition temperature DBTT.

The three dimensional "Fracture Behavior Diagrams" in which hydrostatic tension is taken into consideration have been presented in order to discuss the fracture behavior of these steels in general.

1. 緒 言

静水引張応力状態下での金属材料の破壊挙動を定量的に調べることは構造物の破壊問題を検討する場合や bulk 材の塑性加工性 (変形能) を評価する時に重要な意義を有する。構造用金属材料の破壊問題に対しては線形破壊力学からのアプローチが有効であるが、線形破壊力学は破壊靱性値に対する静水応力の影響を予測することはできない¹⁾。すなわち、静水引張応力はき裂先端の process zone における微視的破壊事象に影響を与えるとされているが、それを線形破壊力学では扱うことが困難である。そこで静水引張応力状態下での破壊挙動を調べる必要性が生じる。また、bulk 材の塑性加工時に生じる組織的損傷の程度は塑性変形中に作用する静水引張応力に強く依存する²⁾とされており、塑性加工性を検討する時にも静水引張応力と材料特性の関係を定量的に調べておく必要がある。

さらに、金属材料の破壊に関する基礎研究の上からも静水引張応力を因子として取り上げることは重要である。Bridgman³⁾の研究以来、静水応力が金属材料の破

壊に大きな影響を与え、特に、引張成分 (静水引張応力) が延性を低下させることが明らかにされている。また、微視的観点からも、静水引張応力が、延性破壊の主な過程であるボイドの成長に強い影響を与える⁴⁾とされている。さらに、へき開破壊に対しても静水引張応力が影響を及ぼすという報告⁵⁾もある。

このように種々の見地から、金属材料の破壊の静水引張応力への依存性が指摘されており、これを定量的に扱おうとする試験^{6)~7)}もいくつか試みられたが、いずれにおいても手法の繁雑さは避けられないものであった。HANCOCK ら⁸⁾は、静水引張応力状態下での鋼の破壊挙動を調べる際に、比較的簡便な手法として、BRIDGMAN の解析結果⁹⁾を単純化した試験片 (周囲に溝を付けた試験片) を用いた。しかしながら、この試験片では、CLAUSING⁹⁾の指摘するように、BRIDGMAN の仮定の一つである "最小断面上のひずみの均一性" を満足しなくなり、粗い近似とならざるを得ない。ARGON ら¹⁰⁾は、この仮定を満足させ、精度の向上を計るためには、natural necking profile を有する試験片を用いればよいことを示した。同時に、ARGON らは、もう一つの

* 昭和 54 年 12 月 24 日受付 (Received Dec. 24, 1979)

** 東北大学大学院 (Graduate School, Tohoku University, 2-1-1 Katahira Sendai 980)

*** 東北大学金属材料研究所 工博 (The Research Institute for Iron, Steel, and Other Metals, Tohoku University)

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

	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	V
S 45C	0.45	0.24	0.82	0.021	0.023	0.01	0.01	0.03	—
S 25C	0.24	0.21	0.42	0.016	0.019	0.04	0.01	0.02	—
S M50	0.16	0.44	1.42	0.017	0.004	—	0.01	0.01	0.07

Mechanical properties of steels.

	Tensile strength (kg/mm ²)	Elongation (%)	Reduction of area (%)
S 45C	68	30	52
S 25C	46	36	65
S M50	53	40	76

BRIDGMAN の仮定—“対象とする材料は剛塑性体”—に関して、有限要素法を用いた検討を行い、他の有限要素法を用いた結果¹¹⁾¹²⁾とも比較検討して、natural necking profile を有する加工硬化型弾塑性体の場合にも BRIDGMAN の解析結果がほぼ成立するとした。以上の検討を加えた上で、ARGON ら¹³⁾は、静水引張応力状態下でのボイドの発生に関する研究において、natural necking profile を有する試験片—“Bridgman 型試験片”—を用いている。このように、Bridgman 型試験片を用いる方法は、静水引張応力を精度よく定量的に扱うことが可能で、しかも、比較的簡便な手法の一つであると言えることができる。

金属材料の破壊に関する諸因子の関係を整理した図 (Failure Map) は破壊問題を総括的に検討する際に有用なものである。これまでの報告例では、たとえば、薄板の成型性評価のために major strain と minor strain を二軸として成型限界を示した成型限界図¹⁴⁾ (Forming Limit Diagram) があり、最近のものでは、ASHBY ら¹⁵⁾による温度と引張応力を二軸とし、破壊機構を表示した破壊機構図 (Fracture Mechanism Maps) がある。また、三次元表示したものでは、破壊のクライテリアから導出したものではあるが、主ひずみ比と破壊ひずみの関係を表す WEISS¹⁶⁾の報告例がある。しかるに、静水引張応力を扱った例はこれまでのところ見あたらない。

以上の背景より、本研究では、構造用鋼の破壊に重要な因子である静水引張応力を取り上げ、その定量的扱いが可能な Bridgman 型試験片を用いての引張試験を行い、S25C, S45C, および SM50 の破壊挙動を調べた。

さらに、静水引張応力-破壊ひずみ-温度、の関係を示す三次元表示した“破壊挙動図”を呈示し、総括的に検討を加えた。

2. 実験方法

2.1 供試材料

使用した素材は、通常の工程を経た、市販の棒鋼 S45C (50φ), S25C (50φ), および板鋼 SM50 (厚さ 50 mm) で、それぞれ、焼準処理したものである。それらの化学組成および基本的な機械的性質を Table 1 に示す。

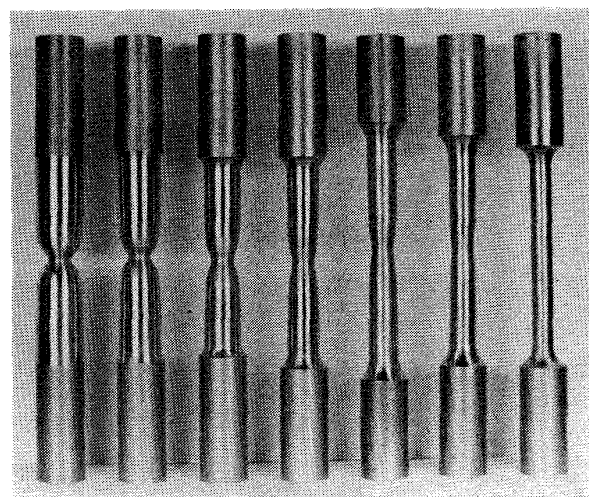
2.2 試験片形状寸法

Bridgman 型試験片を作製する場合、その形状、すなわち natural necking profile を検討しなければならない。natural necking profile に関してはこれまでに DONDIK¹⁷⁾ および IM¹⁸⁾ が報告しており、予備実験を行い、検討した結果、本研究で使用する材料に関しては (1) 式で示される DONDIK の式がより精度よく表現できることがわかつたので、これを採用した。

$$r = r_m + A[e^{0.69\{1-b/(x^2+b)\}} - 1] \dots\dots\dots (1)$$

ここで、 r : くびれ部中心から引張軸方向への距離 x における半径、 r_m : くびれ部最小半径、 b : 定数、 $A = r_u - r_m$ (r_u は平行部半径) である。

静水引張応力の大きさを変えるため (1) 式より求めた種々の “natural necking profile” を持つ試験片を数値制御旋盤によつて作製した。試験片寸法は最小半径 a を 8 mm (一定) とし、最大接触半径 R は 3 mm~45 mm と



×0.14

Photo. 1. The Bridgman-type specimens.

した。本研究に使用した試験片形状を Photo. 1 に示す。

2.3 試験条件, 測定方法, および応力計算法

引張試験はインストロン型の試験機を用い, クロスヘッド速度一定 (0.5 mm/min) で行つた。試験温度は室温 (25°C) ~ -75°C の範囲で5段階変えた。

試験片形状は引張試験中に刻々と変化するので, そのシルエットを連続的に写真撮影し, その結果より応力計

算に必要なくびれ部最小半径 a , および最大接触円半径 R , を求めた。これらの値を用い, 静水引張応力 σ_t/Y を BRIDGMAN の解析結果である (2) 式より求めた。

$$\sigma_t/Y = \frac{1}{3} + \ln \left(\frac{a^2 + 2aR - r^2}{2aR} \right) \dots \dots \dots (2)$$

ここで, Y は流動応力 (flow stress) で, r は最小断面中心からの半径方向への距離である。結果の整理に当たっては, 最大静水引張応力 ($r=0$) を採用した。

(2) 式からわかるように静水引張応力は flow stress で正規化された値として求められるので, 絶対値を求めるには, flow stress の大きさが必要である。これらを各試験温度における平滑引張試験片の結果より求めた。

3. 結 果

3.1 引張試験中の応力状態の変化

引張試験中に試験片形状は変化する。その代表例として, S45C の室温での結果を Photo. 2 に示す。試験片形状が変化することにより, (2) 式より求められる静水引張応力の大きさも刻々変化する。その様子を Fig. 1 に示す。たて軸は最大静水引張応力の大きさ, 横軸はひずみ $\epsilon = 2 \ln(r_0/r)$ (r_0 : 試験片半径, r : 引張試験中の試験片半径) である。これは S45C の室温での試験結果であるが, 他の材料でも同様な傾向を示した。

このように初期に設定した静水引張応力は破断までに変化すること, また破壊は連続的な過程であることを考慮して, 以下においては, 平均最大静水引張応力 ($\bar{\sigma}_t/Y$)

$$= \frac{1}{\epsilon_f} \int_0^{\epsilon_f} \frac{\sigma_t}{Y} d\epsilon \quad (\epsilon_f: \text{破壊ひずみ})$$

で結果を整理した。

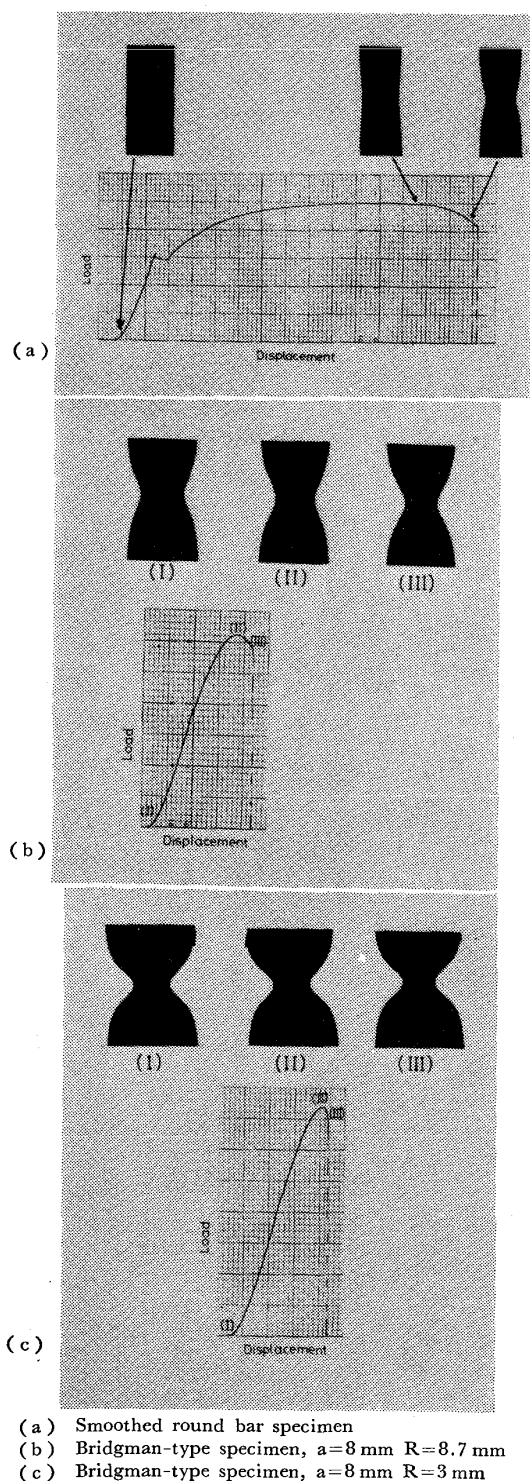


Photo. 2. Changes of specimen profile in tensile test.

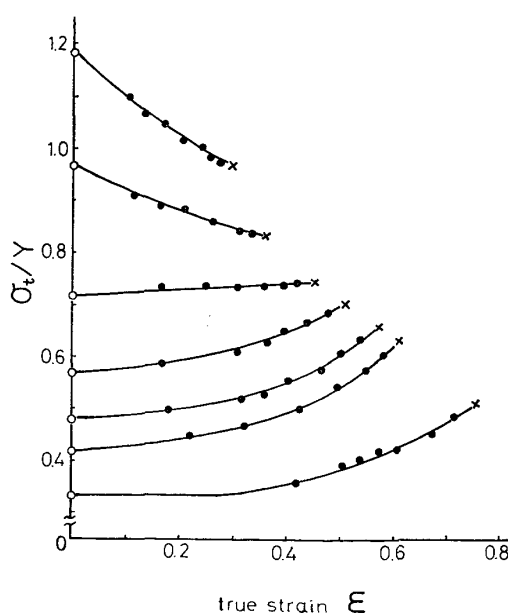
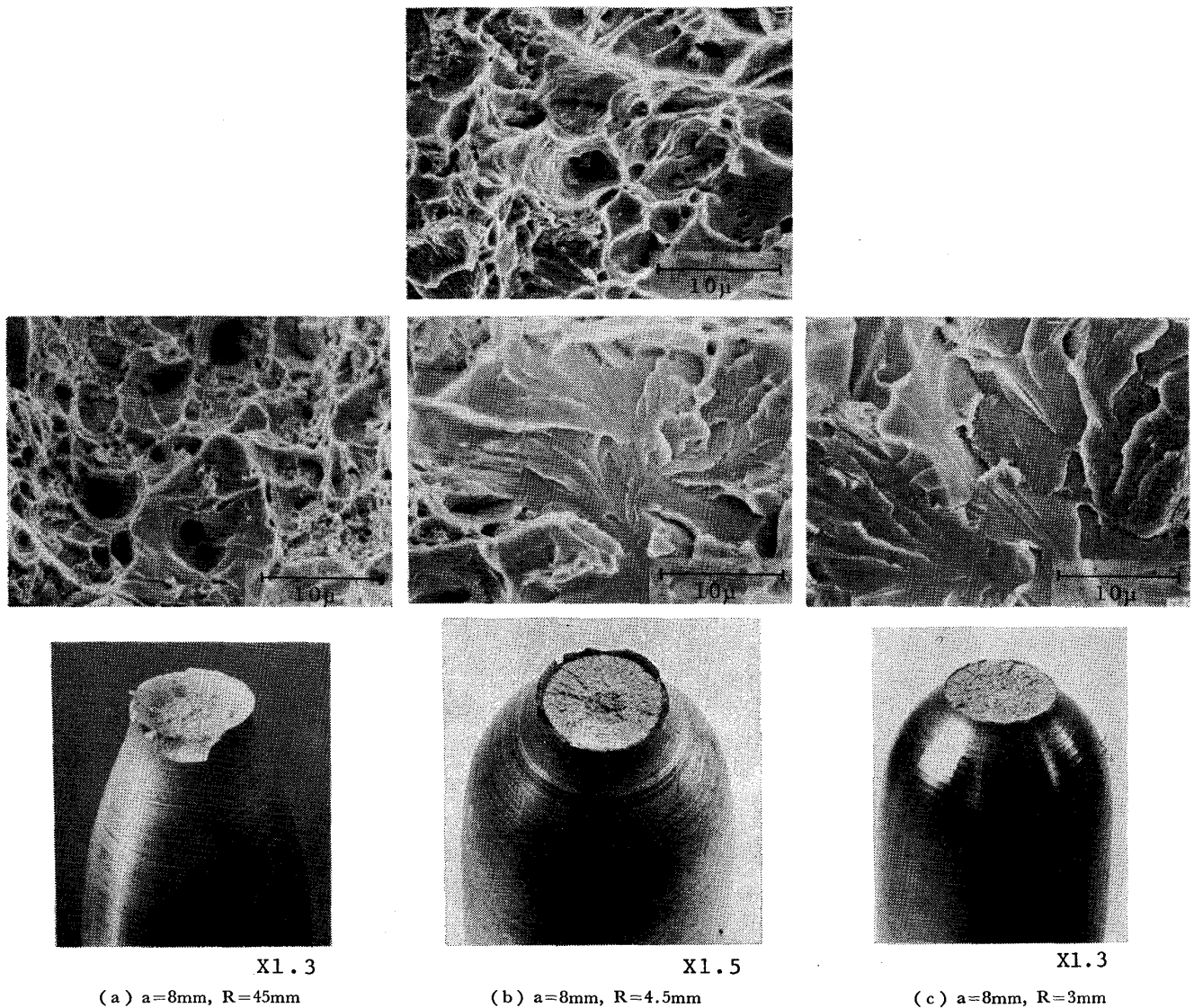


Fig. 1. Change in hydrostatic tension during tensile test.



(a) $a=8\text{mm}$, $R=45\text{mm}$

(b) $a=8\text{mm}$, $R=4.5\text{mm}$

(c) $a=8\text{mm}$, $R=3\text{mm}$

Photo. 3. Macroscopic and microscopic fracture surface of the Bridgman-type specimens of S45C.

なお、この積分は Fig. 1 を用いて行つた。

3.2 S45C の静水引張応力状態下での破壊挙動

3.2.1 破 面

室温 (25°C) での引張試験の結果、静水引張応力の大きさによつて、Photo. 3 に示すように、巨視的に三つの破面形態が観察された。Photo. 3 には微視的観察の結果も同時に示した。Photo. 3(a) は初期に設定した静水引張応力が比較的小さい場合 ($R=45\text{mm}$) であり、破面全領域が繊維状破壊 (延性破壊) である。Photo. 3(b) は初期に設定した静水引張応力が比較的大きい場合 ($R=4.5\text{mm}$) で、巨視的にリング状を呈した。微視的には中心領域は繊維状破壊で、その周囲の領域はへき開破壊を呈する bimodal 破壊である。Photo. 3(c) は本研究で用いた試験片の中で静水引張応力が最大となる試験片 ($R=3\text{mm}$) の場合であり、全領域がへき開破壊を呈し

た。

低温での試験で観察された破面形態は bimodal 破面と全面へき開破壊の二種類であり、bimodal 破面の脆性破面リングの幅は静水引張応力の増大とともに増加した。

3.2.2 静水引張応力と破壊ひずみの関係

試験結果を静水引張応力と破壊ひずみの関係において示したのが Fig. 2(I)~(III), である。Fig. 2(I) は室温 (25°C)、Fig. 2(II) は -20°C 、Fig. 2(III) は -60°C の場合である。

横軸の静水引張応力は flow stress により、また縦軸の破壊ひずみは平滑試験片の破壊ひずみによつて、それぞれ正規化して示した。(また、図中の記号は以下のような破面形態を示す。○印：破面全領域が繊維状破壊、◎印：bimodal 破壊、⊗印：破面全領域がへき開破壊。)

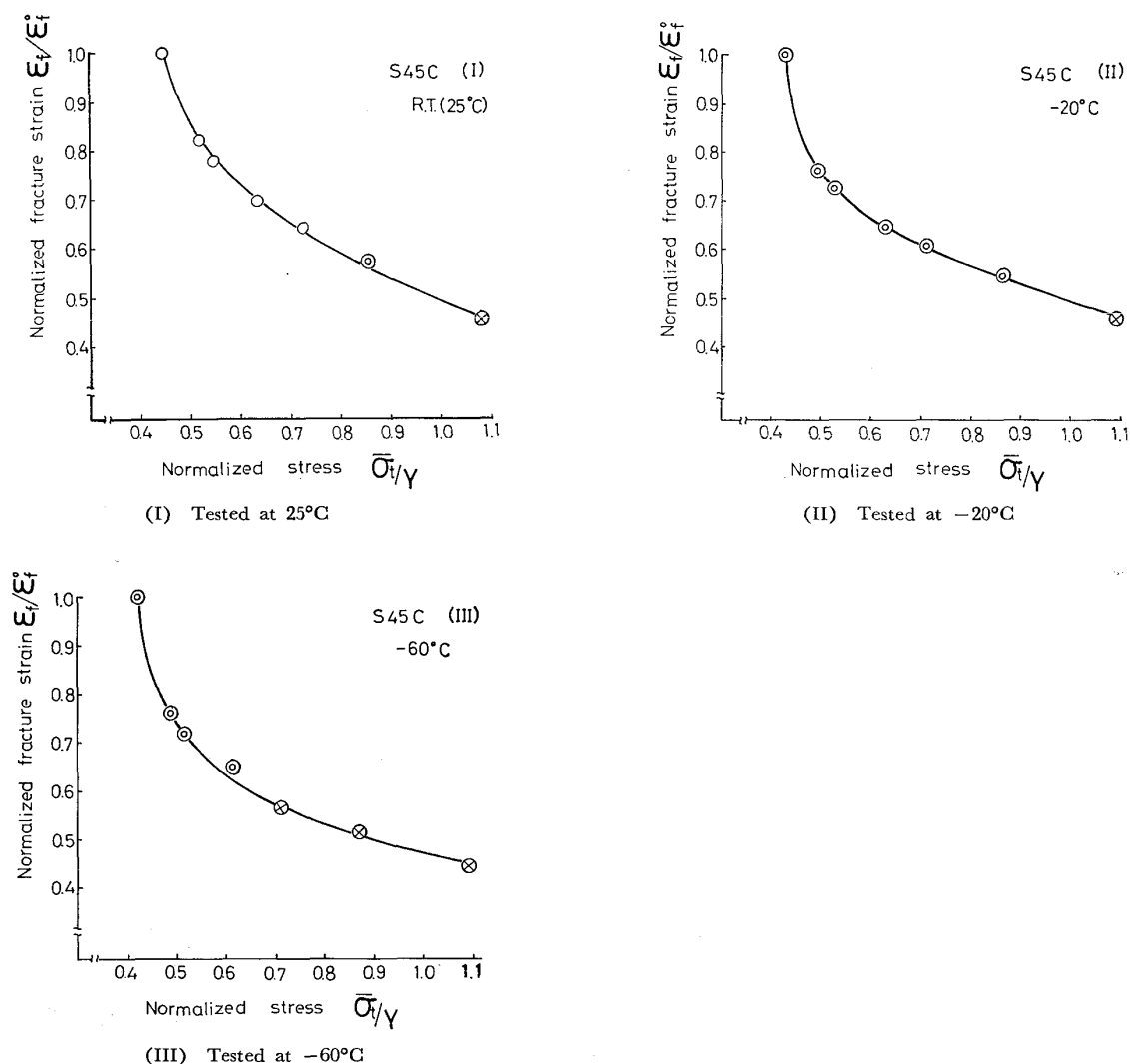


Fig. 2. Relationship between fracture strain and hydrostatic tension for S45C. The single circle, double circle and crossed circle show ductile, bimodal and cleavage fracture, respectively.

Fig. 2 より、破壊ひずみに対する静水引張応力の依存性が示され、静水引張応力の増加に伴い破壊ひずみが減少することがわかる。また破壊様式の変化、すなわち延性破壊から脆性破壊への遷移が見られ、延性-脆性遷移温度 [DBTT] からのアナロジーより、延性-脆性遷移圧力 (負圧) [DBTP] の存在が示唆される。この “DBTP” は試験温度の低下に伴い、静水引張応力の小さな方へ移動していることもわかる。

3.2.3 静水引張応力を考慮した “破壊挙動図”

試験結果をまとめて、静水引張応力-破壊ひずみ-温度、の三次元空間に図示したのが Fig. 3(I), (II), の “破壊挙動図” である。Fig. 3(I) は静水引張応力および破壊ひずみを規格化した場合で、定性的検討が可能であると考えられる。Fig. 3(II) は静水引張応力および破壊ひずみの絶対値を示した図で、定量的検討が可能で、

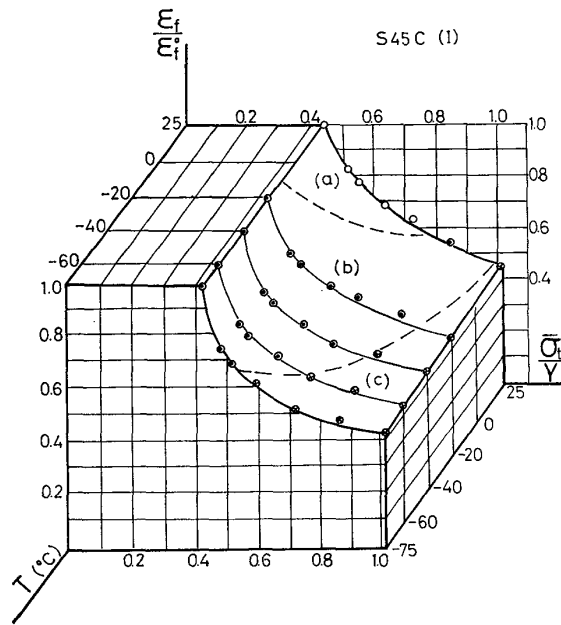
より実用的であると考えられる。図中の記号は 3.2.2 で述べたものと同じであり、破線で区切った領域はそれぞれ、(a): 延性破壊領域、(b): 延性-脆性遷移領域、(c): 脆性領域、を示す。

Fig. 3 より、破壊ひずみ-静水引張応力-温度、の関係が総括的に検討できる。

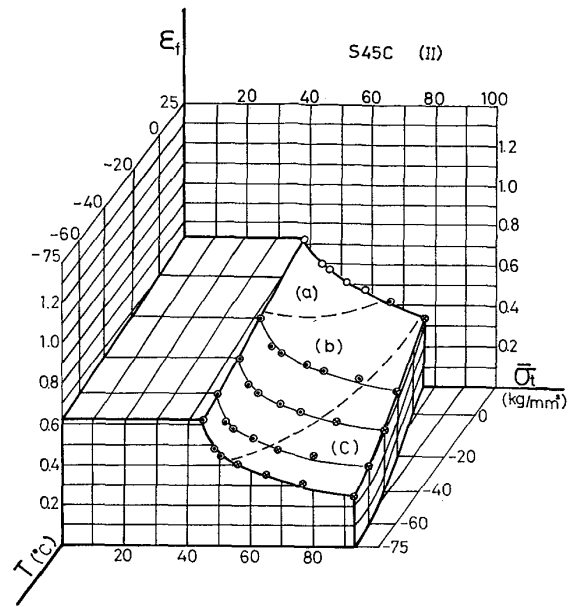
3.3 S25C における静水引張応力状態下での破壊挙動および “破壊挙動図”

S25C の試験結果をまとめて Fig. 4 に示す。図中の記号等は S45C の場合 (Fig. 3) と同様である。

破面形態は S45C の場合と同様に三種類観察された。Fig. 4 からわかるように、全面へき開領域は S45C に比べて、より低温側へ、より高い静水引張応力側へ移動している。また、延性破壊領域が拡大していることもわかる。

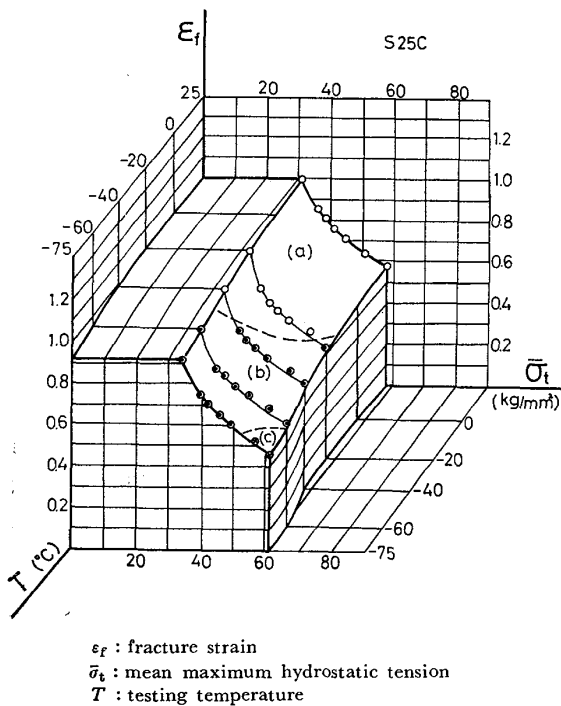


(I) $\varepsilon_f/\varepsilon_f^0$: normalized fracture strain
 $\bar{\sigma}_t/Y$: normalized mean maximum hydrostatic tension
 T : testing temperature



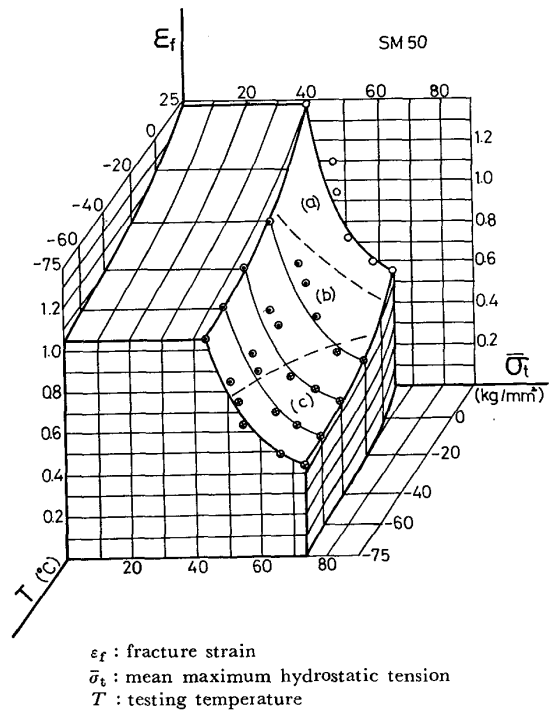
(II) ε_f : fracture strain
 $\bar{\sigma}_t$: mean maximum hydrostatic tension
 T : testing temperature

Fig. 3. "Fracture Behavior Diagram" of S45C.



ε_f : fracture strain
 $\bar{\sigma}_t$: mean maximum hydrostatic tension
 T : testing temperature

Fig. 4. "Fracture Behavior Diagram" of S25C.



ε_f : fracture strain
 $\bar{\sigma}_t$: mean maximum hydrostatic tension
 T : testing temperature

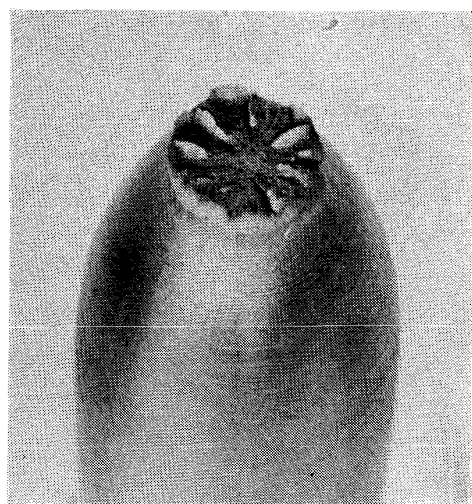
Fig. 5. "Fracture Behavior Diagram" of SM50.

3.4 SM50 の静水引張応力状態下での破壊挙動 および "破壊挙動図"

試験結果をまとめて、Fig. 5に示す。図中の記号等は S45C あるいは S25C の場合と同様であるが、◎印で示す巨視的破面形態は S45C および S25C のようなリング状ではなく、Photo. 4 に示すような放射状破面 (radial fracture surface) であるが、微視的観察の結果、

中心部が繊維状破壊で、その周囲がへき開破壊であつたので、同じ記号を用いた。

S45C および S25C の場合と比較すると、破壊ひずみの静水引張応力依存性は両者より大きいことがわかる。また、室温では S25C と同様に破壊様式の遷移はなく、延性的な挙動を示すが、温度が低下し、静水引張応力が増大するにつれて、急激に脆性的な挙動を示すことがわ



×1.2

Photo. 4. Radial fracture surface.

かる。

4. 考 察

4.1 試験片の形状および寸法について

Bridgman 型試験片と周囲に単純な形状の溝を付けた試験片との主な差異は緒言で触れたが、さらに、検討すべき問題点が存在する。その一つは、周囲に溝を付けた試験片の肩部の形状は Bridgman 型試験片のように一義的に定まらないことである。肩部の寸法形状を変えると EARL ら¹⁹⁾ の指摘するように、応力状態あるいはひずみの分布も変化するので、仮に周囲に溝を付けた試験片を用いる場合でも十分な検討を重ねて、肩部の寸法形状を決定しなければならない。この点からも Bridgman 型試験片の方が有利と言えよう。

第二の問題点として“寸法効果”がある。本研究で用いた Bridgman 型試験片の最小半径 a の大きさを決定するに当たり、予備実験 (σ_t/Y が同じ値となるように最小半径 a および最大接触円半径 R をそれぞれ、 $a=4\sim 14$ mm, $R=2.25\sim 45$ mm に変えた Bridgman 型試験片を用いた試験)を行つたところ、計算上からは σ_t/Y が同じ値となる試験片でも、 a が 6 mm 以下になると、異なる破壊挙動を呈した。たとえば、 $a\geq 8$ mm では全面へき開破壊を生じる応力状態と同じ値に設定した $a\leq 6$ mm の試験片では全面へき開破壊を呈さない。計算上からは a を小さくしても R を変えれば任意の大きさの σ_t/Y が得られるはずであるが、実際には a の大きさの依存性 (“寸法効果”)が存在すると思われる。本研究で $a=8$ mm としたのは、以上の根拠からである。

4.2 破壊様式の遷移について

試験材料によらず、静水引張応力の大きさ、および試

験温度の変化に伴つて、二種類の破壊様式の遷移が観察された。すなわち、“bimodal 破壊”と全面へき開破壊である。bimodal 破壊は、静水引張応力が最大となるくびれ部中心で発生した繊維状破壊が外周部へ伝播していく過程でへき開破壊へ遷移した結果によるものと考えられる。このような破壊進行過程で延性破壊から脆性破壊への遷移が生ずることは実用上からも重要な問題である。

全面へき開破壊は静水引張応力の増大に伴つて、また試験温度の低下に伴つて生じた。ここで注意すべきことは塑性変形が、ある程度進んでから後にへき開破壊している点である。温度とへき開破壊応力の関係は KNOTT²⁰⁾ らにより報告されており、全面降伏と破壊が同時に起こる条件のもとで実験を行つた結果、臨界へき開応力は温度によらず一定値を示すとされている。しかしながら、全面降伏後、塑性変形が進んだ時点で起こるへき開進破壊に対して、KNOTT の結果が適用できるかどうかは検討の余地があろう。塑性変形履歴を考慮したへき開破壊に関する諸問題は今後の課題である。

4.3 静水引張応力と破壊問題

延性破壊を示す範囲内で、破壊ひずみの静水引張応力依存性が示された。実験より求めたこれらの結果は延性破壊問題を検討する際に有用であると考えられる。たとえば、微視的観点より導出された延性破壊のクライテリオン⁴⁾ および巨視的観点より導出されたクライテリオンとの比較検討が可能である。本報告の目的からはずれるので詳細については触れないが、一例をあげると COCKCROFT のクライテリオン²¹⁾ に適用した結果では非常によい一致を示した。

静水引張応力状態下での破壊挙動を検討した結果は実用上からも有用である。たとえば、塑性加工時の破壊問題にも適用した例として、一軸引張応力のもとでは比較的大きな延性を示す高純度フェライト系ステンレス鋼が静水引張応力の増大に伴い急激に脆化することが示され、それが塑性加工時に発生する脆性的損傷と関係づけられるという報告²²⁾もある。

4.4 破壊挙動図

試験結果をまとめて、“破壊挙動図”に示し、材料間の比較を行つたところ、破壊挙動がそれぞれ異なることが示された。延性破壊から脆性破壊への遷移は温度のみならず負圧(静水引張応力)の関数でもあり、本研究で用いた材料の中では、全面へき開破壊への遷移は、S45C が最も高温側で、また、最も低静水引張応力側で生じた。室温では静水引張応力の大きさによらず、すべて繊維状破壊を示した S25C および SM50 も低温ではへき開

破壊への遷移を示した。両者を比較すると、遷移の起こり方は SM50 の方がより急激であつた。破壊ひずみの静水引張応力依存性は試験温度を問わず、SM50 が最大であつた。常温で、静水引張応力が小さな場合は破壊ひずみも大きく最も延性的な挙動を示す SM50 は、静水引張応力の増大に伴つて、また、低温になるに従い、急激に脆性的になることが示された。

材料を実際に使用する場合にも、破壊挙動図は有力な示唆を与えられ考えられる。なお、破壊挙動図をより実用的なものとするためには、用途に合わせて多少改良する必要がある。

以上のように、破壊挙動図は材料の破壊挙動を検討する場合や、材料間の破壊挙動を比較検討する場合に有用なものであり、また、実用上からも有効であると考えられる。

4.5 二、三の問題点

本報告では結果をすべて静水引張応力で整理したが、この整理法では破壊事象の本質を十分に表現できない場合もあると考えられる。たとえば、へき開破壊に関しては、平均応力としての静水引張応力で表現するよりも、最大引張応力で整理すべきであろうし、また、強い異方性を有する材料に関しては“異方性界面”に作用する偏差応力で整理する方が適切であろう。

しかしながら、本報告では、金属材料の破壊に対して静水引張応力が重要な因子の一つであるという観点から、破壊挙動を検討することを目的としたので、本節で触れた諸問題は場を改めて検討を加えたい。

5. 結 言

Bridgman 型試験片を用いた引張試験を行い、炭素鋼 S45C, S25C, および SM50, について、静水引張応力状態下での破壊挙動を調べた。得られた結果を要約すると、以下ようになる。

(1) 破壊ひずみに対する静水引張応力依存性が示され、試験材料中では SM 50 が最も顕著であつた。

(2) 材料によらず、以下に示す三種類の破面形態が観察された。①全面繊維状破壊、②中心領域が繊維状破壊で、その周囲領域がへき開破壊である bimodal 破壊、③全面へき開破壊。

(3) 破壊様式の遷移が二種類、観察された。一つは破壊進行過程において生じたと考えられる遷移で、もう一つは静水引張応力(負圧)に依存する遷移である。

(4) 延性-脆性遷移圧力(負圧) [DBTP] の存在が示唆された。

(5) 結果を総括的に検討するため“破壊挙動図”を

呈示した。これらにより、破壊挙動を比較検討すると、材料間において顕著な差があることが示された。

終わりに、本研究を遂行する上で試験片作製にあたり、東北大学工学部精密工学科の阿部幸勇氏、および東北大学金属材料研究所附属工場旋盤係の諸氏に多大な御協力をいただいた。また、引張試験を行うにあたり、東北大学選鉱製錬研究所斎藤文良氏に御助力をいただいた。ここに、深く感謝の意を表します。また、本実験に使用した素材は新日本製鉄(株)製品技術研究所の御好意によるものであり、厚く感謝の意を表します。

文 献

- 1) D. FRANCOIS: "Fracture 1977" 1, (1977), p. 805 [ICF4, Waterloo, Canada]
- 2) H. C. ROGERS: "Metal Forming-Interrelation between Theory and Practice", (1971), p. 453 [Plenum Press, New York-London]
- 3) P. W. BRIDGMAN: "Studies in Large Plastic Flow and Fracture", (1952) [MacGraw-Hill, New York]
- 4) たとえば F. A. MACCLINTOCK: J. Appl. Mech., 35 (1968), p. 363
J. R. RICE and D. M. TRACEY: J. Mech. Phys. Solids, 17 (1969), p. 201
- 5) D. J. McADAM: Trans. ASM, 37 (1946), p. 950
- 6) A. N. GENT and P. B. LINDLEY: Proc. Roy. Soc., A249 (1959), p. 195
- 7) L. CRIDLAND and W. G. WOOD: International J. Fracture Mech., 4 (1968), p. 297
- 8) J. W. HANCOCK and A. C. MACKENZIE: J. Mech. Phys. Solids, 24 (1976), p. 147
- 9) D. P. CLAUSING: "The Tensile Fracture of Steel", Ph. D. Thesis Calif. Inst. Tech. (1966)
- 10) A. S. ARGON, J. IM, and A. NEEDLEMAN: Met. Trans., 6A (1975), p. 815
- 11) W. H. CHEN: International J. Solids Structures, 7 (1971), p. 685
- 12) A. NEEDLEMAN: J. Mech. Phys. Solids, 20 (1972), p. 111
- 13) A. S. ARGON and J. IM: Met. Trans., 6A (1975), p. 839
- 14) S. P. KEELER and W. A. BACKOFEN: Trans. ASM, 56 (1963), p. 25
- 15) M. F. ASHBY, C. GANDHI, and D. M. R. TAPLIN: Acta Met., 27 (1979), p. 699
- 16) V. WEISS: Proc. Int. Conf. "Mechanical Behavior of Materials", Kyoto, 1 (1971) p. 458
- 17) I. G. DONDIK: Strength Mater., (1972),

-
- p. 937
- 18) *J. IM*: "Inclusion Separation in Plastic Deformation", S. M. Thesis, M. I. T., Dept. of Mech. Eng., (1971)
- 19) *J. C. EARL* and *D. K. BROWN*: Engineering Fracture Mechanics, 8 (1976), p. 599
- 20) *J. F. KNOTT*: "Fundamentals of Fracture Mechanics", (1973) [Butterworth & Co., Ltd. London]
- 21) *M. G. COCKCROFT* and *D. J. LATHAM*: J. Inst. Metals, 96 (1968), p. 33
- 22) *S. SAITO*, *H. TOKUNO*, *M. SHIMURA*, *E. TANAKA*, *Y. KATAURA*, and *T. OTOTANI*: Sci. Rep. Research Institutes, Tohoku University, 28 (1979), p. 25
-