- (34) D.H.Warrington and M.Boon : *Acta Met.*, **23** (1975), 599.
 (35) M. J. Weins and J. J. Weins : *Phil. Mag.*, **26** (1972), 885.
 (36) G.H.Bishop and B.Chalmers : *Scripta Met.*, **2** (1968), 133.
 (37) W.H.Hart, G.H.Bishop and G.A.Bruggeman : *Acta Met.*, **22**(1974), 971.
 (38) M.F.Ashby and F.Saepen : *Scripta Met.*, **12** (1978), 193.
 (39) R.C.Pond, D.A.Smith and V.Vitek : *Script Met.*, **12**(1978), 699.

純チタン板の延性破壊過程における 剪断変形集中帯の形成について

丹 羽 直 毅*

Naotake Niwa : On the Formation of Shear Bands in the Ductile Fracture Process of Pure Titanium Plate. The present study deals with the concentration of plastic deformation into necked region in the fracture process of titanium plate and the condition for the formation of intersecting macroscopic shear bands.

As reported in a previous paper, the intersecting macroscopic shear bands formed prior to the onset of fracture play an important role in the "cup and cone" fracture process of titanium plate and the formation of these shear bands is the critical stage of the fracture process.

Observations on the surfaces of specimens deformed after electrolytical polishing and measurements of deformation at several stages in the deformation process to the formation of these shear bands have made clear the following points. The boundary of the plastically deformed region exists along the direction of zero extensional strain and moves toward the central part of neck with the development of necking. The formation of intersecting macroscopic shear bands is the localization of plastic deformation (plastic instability) within zones along direction of zero extensional strain that intersect in the central part of neck.

The true stress in the smallest section of the neck in titanium plate was obtained by applying Bridgman's correction method for stress in the necked portion. A maximum in true stress was found at the formation of intersecting macroscopic shear bands, and this corresponds to the condition (maximum in true stress) for the localization of flow within a plastic zone along the direction of zero extensional strain that was obtained by Chakrabarti *et al.*

Therefore, it is concluded that the formation of shear bands in the fracture process of pure titanium plate with a large amount of necking is thought to be the plastic instability along the direction of zero extensional strain that was confirmed by Chakrabarti *et al.* as a second basic mode of strain localization leading to fracture initiation.

(Received May 25, 1979)

I. 緒 言

前報⁽¹⁾において純チタン板の1軸引張変形によって生じる cup and cone 型破壊過程を詳細に観察した結果、破断開始に先立ってくびれ部中央で交叉する巨視的な剪断変形集中帯が形成され、それが破壊の機構の中で重要な役割を果たしていることが明らかとなった。また、この交叉する巨視的な剪断変形集中帯の形成が延性破壊過程において決定的な段階であると考えられる。すなわち以下に述べるよう

に破断開始に至る破壊過程の加速度的進行はこの交叉する巨視的な剪断変形集中帯の形成によってもたらされるからである。

この交叉した巨視的な剪断変形集中帯の形成前は、光学顕微鏡による観察によれば、くびれ部の他の領域に比べくびれ部中央に特に顕著なボイドの形成・成長は観察されない。しかし、形成後はそれが交叉しているくびれ部中央の菱形の領域内での著しいボイドの形成・成長が観察される。これは、巨視的な剪断変形集中帯を構成する数多くの

* 東京大学工学部総合試験所 (Engineering Research Institute, Faculty of Engineering, University of Tokyo, Tokyo)

もっと幅の狭い剪断変形集中帯の内、相対的に強度の低い剪断変形集中帯に変形が集中しボイドの形成・成長を促進することによる。その結果その剪断変形集中帯の強度が低下しさらにそこに変形が集中するという加速度的な変形の集中の過程を経て、著しく成長したボイドが凝集した領域が複数個形成される。さらにこれらのボイドが連結した小クラックを複数個生じて破断開始に至る。交叉した巨視的な剪断変形集中帯の形成から破断開始に至る試料全体としての伸び変形量は、このような加速度的な変形の集中の過程のため非常にわずかなものになっている。

また、介在物を多く含むタフピッチ銅丸棒の1軸引張変形によって生じる cup and cone 型破壊過程においても、顕著な介在物を含みぬ真空溶解銅丸棒に生じる double cup 型破壊過程においても、破断開始前後に観察される現象すなわち破断開始間近になってくびれ部中央のある大きさの領域で急激なボイドの形成・成長・凝集が起きること、ボイドの成長が引張軸に対しある角度をもって連なって生じること、複数個の小クラックが同時に形成されることなどは介在物の有無にかかわらず基本的に同一⁽²⁾⁽³⁾であり、それらは前報で明らかにしたように純チタン板での cup and cone 型破壊過程において観察される現象と一致する。

このようなことから直接観察により確認することはできないが、丸棒の延性破壊過程においてもこの巨視的な剪断変形集中帯が形成されると思われ延性破壊過程の決定的な段階として重要な意味をもっていると考えられる。

従来延性破壊の臨界条件が求められた際はひとつひとつのボイドの成長による機構が基本的な考え方となっているものが多い^{(4)~(6)}。しかし、著者らの延性破壊過程の観察においても McClintock が想定している連続的に成長するボイドが連結するという様相は認められず、また Thomason の想定している internal necking によるとみなすことのできるボイドの連結も観察されても数が少く支配的な機構とは考えにくい。南雲⁽⁷⁾は人工的に孔をあけた鋼板の延性破壊過程において延性を実際に支配する段階は、連続的に成長する空洞が連結することではなく、孔の側壁からの剪断クラックの発生であるとしている。また Chakrabarti らは、伸び歪が零になる方向に沿った塑性不安定現象が延性破壊過程においても破壊に至る重要な段階であるとし、その条件を求め⁽⁸⁾、実際に鋼板の1軸引張変形において観察される巨視的な剪断変形集中帯の形成との良い実験的対応を得ている⁽⁹⁾。

前述したように純チタン板の延性破壊過程において交叉する巨視的な剪断変形集中帯の形成が決定的な段階であると考えられ、本報告ではその形成過程を調べると共に形成条件について Chakrabarti らの提示をもとに検討をした。

II. 実験方法

試料は前報⁽¹⁾と同様に市販の焼鈍された板厚 0.85 mm

の工業用純チタン板を用いた。試験片形状、熱処理は前報と同じである。変形状態を観察するために同形で2%の寸法の試験片について電解研磨をした後に引張変形をさせ表面の観察をした。

歪比は試験片の板面に引張方向に 1 mm、板幅方向に 4 mm のます目を書いて変形前後の引張方向、板幅方向の変位をマイクロメータ(最小目盛 1/1000 mm)付きの拡大投影器で測定して求めた。

引張変形は TOM 5000 X を用い、1/60 mm/s のクロスヘッド移動速度でおこなった。

III. 結果と考察

1. 交叉する巨視的な剪断変形集中帯の形成に至る変形

交叉する巨視的な剪断変形集中帯が形成されるに至る変形過程を調べるため、くびれが進行している時点で変形を停止し表面を電解研磨後再び引張変形をさせて表面を観察した。すなわち電解研磨により表面が鏡面になった試料を再び変形させると新たに塑性変形をした部分は表面に細かい凹凸を生じる。そのため新たに塑性変形をした領域と新たな塑性変形には関与しなかった領域を識別することができる。このような観察をした結果、くびれ始めた初期の頃は新たに塑性変形をした領域とそうではない領域の境界を余り明確に識別することはできないが、くびれが進行するに従い Photo. 1 に示したように引張方向へ両側にV字形の境界をもった変形領域が生じていることがわかった。この写真で試験片の白く観察される部分が新たに塑性変形をした領域である。Photo. 1 の (a) は幅縮み率 40% の点まで (b) は 56% の点まで変形させた試料である。(c) は 60% の点まで変形させた試料であり交叉する巨視的な剪断変形集中帯の形成がみられる。

これらの観察の結果、交叉する巨視的な剪断変形集中帯の形成に至る変形過程は基本的には Fig. 1 に図式的に示したように速度の不連続境界に沿った迂回変形であり、引張変形を開始してから交叉する巨視的な剪断変形集中帯の形成に至る過程は、Fig. 2 に図式的に示したように変形領域の縮少の過程であると考えられる。引張変形を開始して均一伸びの範囲では塑性変形に関与していない領域との境界は試験片つかみ部近傍に存在し、いわゆるゲージ長さの範囲内では均一な変形が生じている (Fig. 2(a))。くびれ始めると変形は徐々にではあるがくびれ部最小幅に対応した領域に縮少していく (Fig. 2(b))。これが1軸引張変形における塑性不安定現象である。くびれの進行に伴い変形領域はくびれ部の最小幅に対応して縮少していく (Fig. 2(c))。最終的に交叉する巨視的な剪断変形集中帯を形成する (Fig. 2(d))。これはくびれ部の最小幅に対応した変形領域からくびれ部中央を通る幅の狭い領域への変形の集中であり、もうひとつの塑性不安定現象として考えることができる。

Photo.1 Concentration of plastic deformation into the necked region with development of necking (Tensile axis vertical). (a) Reduction of width 40%. (b) Reduction of width 56%. (c) Formation of intersecting macroscopic shear bands. Reduction of width 60%.

Fig.1 Schematic representation of deformation in the necked region as a combination of slip on each slip system.

Fig.2 Schematic diagram of transition of the plastically deformed region. (a) Up to beginning of necking, the boundary of the plastically deformed region exists at both ends of specimen. (b) After the beginning of necking, plastic deformation gradually concentrates into the necked region. (c) With the development of necking, the concentration of plastic deformation into the necked region becomes noticeable. (d) Finally intersecting macroscopic shear bands formed.

また、新たに塑性変形をした領域とそうではない領域の境界すなわち速度の不連続境界に関しては、リュエーダース帯形成や局部くびれ形成に関してよく用いられていると同様の取扱いが可能であるとする。すなわちこの境界はそ

の時点において伸び歪増分が零になる方向に沿って存在することが必要であろう。このことからある変形段階で板面上に現われる境界が板幅方向となす角度を α 、引張方向の歪増分を $d\epsilon_l$ 、板幅方向の歪増分を $d\epsilon_w$ とすれば α と歪増分との間には次式に示す関係が存在するはずである⁽¹⁰⁾⁽¹¹⁾、

$$\tan^2 \alpha = -d\epsilon_w / d\epsilon_l \quad (1)$$

Fig.3 に本実験に用いた純チタン板の引張変形における引張方向歪と板幅方向歪の関係を示す。試験片表面に機械的に画いた引張方向 1 mm、板幅方向 4 mm のます目について、破断開始に至るまで数カ所で除荷して各々のます目について歪の測定をした結果を表わしたものである。均一伸びの範囲内ではすべてのます目について、くびれを開始してからは試験片の引張方向の中央線に沿って存在するます目とくびれ部最小幅の部分の板幅方向に沿ったます目についてだけ測定をした。なお、横軸には引張方向、縦軸には板幅方向の歪を表わした。図示されているように破断開始近くでは測定値のばらつきが増すものの各々のます目の引張方向歪と板幅方向歪はほぼひとつの曲線上に乗る。塑

Fig.3 History of axial and transverse strain in uniaxial tension of titanium plate. (a), (b), (c) show the strain state of the necked portion of specimens in Photo.1 (a), (b), (c) respectively.

性変形の初期には田辺ら⁽¹²⁾⁽¹³⁾によって観察されているように塑性歪比が1に近い値をとる。さらにくびれがかなり進行している引張歪で約0.5の付近まではほぼ直線関係にあり、その勾配は0.82になっている。その後変形が進むにつれて徐々に勾配が低くなっていく。

Photo.2 は幅縮み率が30%の点で除荷後表面を電解研磨し、再びわずかに引張変形させた試験片の表面の写真である。この試片の表面には、この写真にみられるように板幅方向に対しほぼ42°の迂り変形の跡が変形を生じている領域全面にわたって存在する。この試料は Fig.3 に示した引張方向歪と板幅方向歪の関係において歪増分比が0.82の範囲内にあるので、これに対応する速度の不連続境界の傾きの角度は式(1)より42°10'になるはずであり、観察される迂り変形の跡の傾きの角度と対応していると考えられる。また、Photo.1の(a),(b),(c)は各々幅縮み率で40,56,60%まで変形させた試料の写真であるが、変形の進行に伴い塑性変形をしている領域としていない領域の境界および迂り変形の跡が板幅方向へ向ってねていつている。各々の試料について、Fig.3の引張方向歪と板幅方向歪の関係から推定される速度の不連続境界の傾きは、各々Fig.3に図示してある位置の曲線の勾配と式(1)から、Photo.1の(a)の試料については41°49'、同じく(b)については37°18'、(c)については35°16'となる。このようにして得られた速度の不連続境界の傾きは、Photo.1に示した実際に観察される迂り変形の跡の傾きとほぼ良い対応をしていると思われる。

Photo.2 Deformation marks with an angle of approximately 42 deg to the transverse direction observed all over the surface of the plastically deformed region (Reduction of width 30%, Tensile axis vertical).

以上検討の結果、変形開始から交叉する巨視的な剪断変形集中帯形成に至る過程は次のように考えることができる。くびれの開始はゲージ長さ全体にわたる均一な変形から徐々にではあるがくびれ部への変形の集中である(Fig.2(b))。くびれが進行すると変形はほとんどくびれ部最小幅に対応した領域の内側へ集中する(Fig.2(c))。最終的にくびれ部中央を通る幅の狭い領域への変形集中が起きる

(Fig.2(d))。これが交叉する巨視的な剪断変形集中帯の形成である。また、ここに至る変形過程において迂り変形の跡は、各々の変形段階において歪比の測定結果から求められる速度の不連続境界の方向と大局的にみて対応しており、この交叉する巨視的な剪断変形集中帯の形成は速度の不連続境界の方向に沿った塑性不安定現象であると考えられる。

2. 交叉する巨視的な剪断変形集中帯形成の条件

Chakrabarti らは、破断開始に先立って生ずる速度の不連続境界に沿った塑性不安定現象が破壊過程において重要であるという認識に基づいて、その条件として「真応力の増分が零」を得⁽⁸⁾、実際に鋼板の1軸引張変形において破断に先立って観察される巨視的な剪断変形集中帯の形成との良い実験的対応を得ている⁽⁹⁾。この Chakrabarti らにより観察された巨視的な剪断変形集中帯と純チタン板で観察されるそれとの現象的類似性から同様の形成条件が適合すると思われる。しかし丸棒の1軸引張変形においてもそうであるように、本実験での純チタン板においても荷重を最小断面の面積で割ることによって得られるいわゆる真応力は破断開始まで上昇を続ける。したがってこの真応力の増分が零になる点は、現象的にはくびれ部中央での複数個の小クラックの形成と対応していることとなり、観察される交叉する巨視的な剪断変形集中帯の形成とは対応しない。これは試片にくびれを生じているために、いわゆる真応力と呼ばれる値がくびれ部の応力を代表していないことによるためではないかと考えられる。厳密な意味でくびれ部の応力状態を求めることは不可能に近いと思われるが、近似的に応力状態を求める試みは過去にいくつかおこなわれている⁽¹⁴⁾⁽¹⁵⁾。ここでは Bridgman による応力解析の方法を板材に拡張した山田ら⁽¹⁶⁾の提示している補正係数を使って求めた真応力と Chakrabarti らの求めた条件および交叉する巨視的な剪断変形集中帯の形成との対応について検討する。

山田らは、降伏条件を $\sigma_l - \sigma_w = mY$ としてくびれ部のいわゆる真応力と真応力の関係を次式で与えている。

$$\sigma_{ap} = mY \{1 + (R/a)\} \ln \{1 + (a/R)\}$$

ここで σ_{ap} は荷重を最小断面の面積で割ったいわゆる真応力、 Y は真応力、 R はくびれ部の曲率半径、 a は最小幅の $1/2$ 、 m はくびれ部の変形様式による係数、 σ_l は引張方向応力、 σ_w は板幅方向応力である。今くびれの形状に関する項すなわち R と a に関する項を C とおくと真応力 Y は

$$Y = \sigma_{ap} / m \cdot C \quad (2)$$

となる。但し $C = \{1 + (R/a) \ln \{1 + (a/R)\}\}$

Fig.4(a) は用いた純チタン板の R/a の測定結果を横軸に $\ln(W_i/W_0)$ をとって示したものである。ここで W_0 は変形前の試験片の幅、 W_i は変形時の板幅である。この測定結果に基づき求めた C の値を同じく Fig.4(b) に示す。 R/a は変形の進行に伴い減少するすなわち曲率半径

Fig.4 (a) Ratio of a radius of curvature of the outer contour at the narrowest width R/a vs width strain (natural logarithm of ratio of initial width W_0 and the narrowest width W_i of specimen). (b) Correction factors C and m for stress in a neck vs width strain.

が相対的にも小さくなり、いわばくびれが鋭くなる。それに伴い補正係数 C が徐々に増加する。

一方、くびれ部の変形様式による係数は平面歪状態の時に 1.15 であり、変形が等方的である時は 1 である。すなわち変形している時の歪状態を板幅方向の歪増分と引張方向の歪増分の比 $d\epsilon_w/d\epsilon_t \equiv t$ で表わすとすれば、ミーゼスの降伏条件とレヴィ・ミーゼスの応力 - 歪関係式から係数 m は $m = \sqrt{(1-t)^2/3(t^2+t+1)}$ で表わされる。Fig.4(b) に、Fig.3 に示した板幅方向歪と引張方向歪の関係を用いて求めた m の値を示す。但し、交叉する巨視的な剪断変形集中帯の形成後は変形形態は変化しないと考えられるので m の値は変わらないとした。

Fig.5 に、これら m と C を式(2)に代入して求めたくびれ部の真応力 Y 、公称応力 σ 、いわゆる真応力 σ_{ap} を板幅歪を横軸にとって示す。公称応力は最大荷重点で最大となり以後徐々に減少して破断完了に伴い零となる。いわゆる真応力は上昇を続け破断開始の点で最大値をとる。また、Bridgman のくびれ部の応力解析の方法を拡張して求めた真応力は、破断開始に先立って最大値をとり、その時期は交叉した巨視的な剪断変形集中帯の形成が実際に観察

Fig.5 Nominal stress σ , apparent true stress σ_{ap} , true stress with correction Y vs width strain.

される時点とほぼ対応している。これは Chakrabarti による速度の不連続境界に沿った塑性不安定現象の形成条件「真応力が最大値をとる」と合致している。本実験で用いた純チタン板の場合は Chakrabarti らの用いた鋼板の試料とは異なりかなりのくびれを生じるため、厳密な意味で真応力に基づく実験的検証は困難であり、ミーゼスの降伏条件およびレヴィ・ミーゼスの応力 - 歪関係式を含むところの Bridgman のくびれ部の応力解析の方法の拡張によって求めた真応力がどれ程真の値を代表しているかは問題であるが、交叉する巨視的な剪断変形集中帯形成の近傍での相対的な応力状態を問題とするならば、Chakrabarti らの求めた条件と対応すると考えてよいのではないと思われる。

従来くびれを生じて破断する延性破壊過程に関してはポイドの形成・成長に注目するいわば微視的な面からの検討が多いように思われる。もちろんポイドの形成・成長にくびれによる負の静水圧応力が大きな役割を果していることは明らかにされており、巨視的な剪断変形集中帯の形成に至る変形過程においても、巨視的な次元での変形の集中とポイドの形成・成長は相互に影響を及ぼし合い、それらの関係は相互に助長する関係になっていると考えられる。今後、ポイドの形成・成長と変形の集中およびその結果としてのくびれの形状の間の相互作用の機構を明確にする必要があるが、以上検討の結果により著しくくびれを生じて破断する純チタン板においても多少とも巨視的には試験片寸法の大きさでの変形の局所化(巨視的な剪断変形集中帯の形成)が破断に至る決定的な段階であり、それは Chakrabarti らが破断に至る重要な段階であるとしている速度の不連続境界に沿った塑性不安定現象であると考えられる。

IV. 結 言

工業用純チタン板の cup and cone 型延性破壊過程において、破断開始前の交叉する巨視的な剪断変形集中帯の形成に関し、その形成に至る変形過程を調べまたその形成条件について検討した。得られた結論は次のようである。

観察される剪断変形集中帯の方向と実測した歪比が速度の不連続境界の傾きと歪比の関係に対応すること、また Bridgman によるくびれ部の応力補正係数の拡張により求めたくびれ部の真応力と、Chakrabarti らが求めた速度の不連続境界に沿った塑性不安定現象の形成条件との対応が得られることから、著しくくびれを生じて破断する純チタン板で観察されるこの剪断変形集中帯の形成も、Chakrabarti らが破断に至る重要な段階であるとしている速度の不連続境界に沿った塑性不安定現象であると考えられる。

終りに臨み、本報告を執筆するにあたり有益なご示唆ご討論を頂いた東京大学宇宙航空研究所 堀内 良教授、岸輝雄助教授に深く感謝の意を表します。

文 献

(1) 丹羽直毅：日本金属学会誌，**42**(1978)，1060.

- (2) 丹羽直毅，大久保忠恒：日本金属学会誌，**39**(1975)，635.
 (3) 丹羽直毅，大久保忠恒：日本金属学会誌，**40**(1976)，399.
 (4) J.Gurand and J.Plateau：Trans. ASM，**56**(1963)，442.
 (5) F.A.McClintock：J. Appl. Mech.，**35**(1968)，363.
 (6) P.F.Thomason：J. Inst. Metals，**96**(1968)，360.
 (7) 南雲道彦：第 16 回材料強度と破壊シンポジウム，(April, 1971)，104.
 (8) A.K.Chakrabarti and J.W.Spretnak：Met. Trans.，**6 A**(1975)，733.
 (9) A.K.Chakrabarti and J.W.Spretnak：Met. Trans.，**6 A**(1975)，737.
 (10) C.N.Reid：Deformation Geometry for Materials Scientists, Pergamon Press, Oxford, (1973)，44.
 (11) C.N.Reid：Deformation Geometry for Materials Scientists, Pergamon Press, Oxford, (1973)，99.
 (12) 田辺龍彦，大久保忠恒，五弓勇雄：日本金属学会誌，**38**(1974)，499.
 (13) 田辺龍彦，大久保忠恒，五弓勇雄：日本金属学会誌，**38**(1974)，505.
 (14) P.W.Bridgman：Trans. ASM，**32**(1944)，553.
 (15) N.N.Davidenkov and N.I.Spiridonova：Proc. ASTM，**46**(1946)，1147.
 (16) 山田嘉昭，木原諄二：金属塑性学，丸善，(1973)，185.

非水溶媒系電解液定電位電解エッチング法による 鉄鋼中の析出物と結晶面方位の観察*

黒澤文夫** 田口 勇** 松本龍太郎**

Fumio Kurosawa, Isamu Taguchi and Ryutaro Matsumoto: Observation of Precipitates and Metallographic Grain Orientation in Steel by a Non-aqueous Electrolyte-Potentiostatic Etching Method.

A new potentiostatic etching method using non-aqueous solutions as an electrolyte (Selective Potentiostatic Etching by Electrolytic Dissolution: abridged as SPEED Method) has been developed and applied to the observation and analysis of precipitates and metallographic grain orientation in steel samples. By the proposed SPEED Method, samples are etched at the predetermined constant electrolytical potential in non-aqueous solutions such as 10% acetylacetone-1% tetramethylammonium chloride-methyl alcohol and 3% nitric acid-2% perchloric acid-methyl alcohol. Precipitates and micro facet pits are observed and analyzed by analytical instruments such as OM, SEM and XMA, after the etched surface of the sample were washed with methyl alcohol.

The advantages of the SPEED Method are as follows.

(1) In situ observation of unstable precipitates in good contrast in the microstructure of the steel sample.

(2) Easy estimation of the relationship between precipitates and metallographic grain orientation by a simultaneous observation of precipitates and micro facet pits. Size of facet pits are easily controlled in the range of 10 to 0.5 μm by controlled electrolytical potential.

(3) Three dimensional observation of precipitates with various etching depths, controlled by the quantity of electricity.

(4) Easy identification and accurate analysis of precipitates with no contamination of sample surface, easily judged by red-color of the iron chelate compound.

(Received May 28, 1979)

** 新日本製鉄株式会社基礎研究所 (Fundamental Research Laboratories, Nippon Steel Corporation, Kawasaki)

* 1978 年 10 月日本分析化学会第 27 年会で一部発表