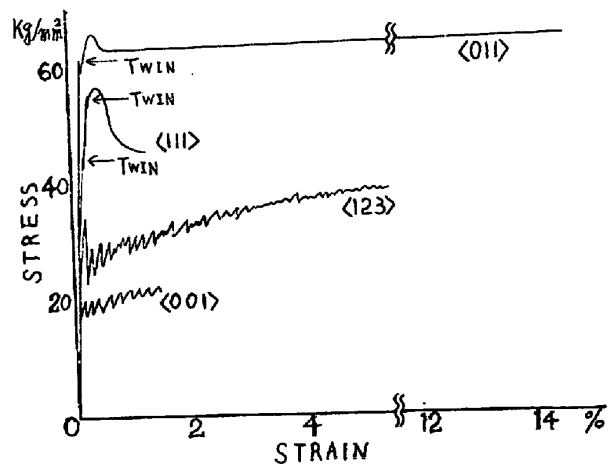


防衛大 物理 種田庸二 小島宏造 山下忠美

低温における鉄鋼の脆性破壊の一因として変形双晶の発生がある。その為および学問上の興味のため転位論にもとづいた双晶発生の機構および光学顕微鏡による変形双晶の成長、成長完了した双晶の形状が詳しく調べられている。特に最近 non-coherent 双晶境界における双晶転位の集積による応力の緩和について emissary 転位の発生が提唱され、Mo-Re合金中の emissary 転位が透過電子顕微鏡法により直接に観察されている。その結果双晶の発生の機構、双晶転位と二り転位との関係が明らかにされた。しかし鉄鋼についてこれらの点が透過電子顕微鏡法によって詳しく調べられているので、液体窒素温度において伸張変形されたいろいろな方位をもつ純鉄単結晶中における変形双晶内、外およびその境界の観察を透過電子顕微鏡法によって行った。また各方位について応力-歪曲線を求め、異った応力下における変形双晶の観察と併せて、脆性破壊にともなう現象を調べた。

実験方法 厚さ 5mm 純度 99.9% の昭和電工製電解鉄板を東芝の御厚意により厚さ 0.4mm 迄圧延して貰い、中 30mm、長さ 300mm の細片を多数切り出した。これらの細片を歪焼鈍法によって単結晶にした。これらの単結晶の中のあるものから所望の方位をもつ試験片(平行部の中 7mm、長さ 20mm)を切り出した後、HF と  $H_2O_2$  の混合液で軽く化学研磨を行った。次に切り出し加工によって生じた歪を除く為、真空電気炉中で 850°C において 3 時間焼鈍した。この様な処理を行った試験片をインストロン型伸張試験機に取り付け、一部の試験片について液体窒素温度における切断までの応力-歪曲線を求めた。残部の試験片については所定の応力まで伸張した後、試験片を試験機より取り外し、透過電子顕微鏡用試料とした。これらの試料は化学研磨と電解研磨とを併用して製作された。試料中の双晶内、境界およびこれらの近所における母結晶中の転位を 100KV で作動している JEM 5 型電子顕微鏡で観察した。

実験結果 得られた応力-歪曲線の代表的なものをオ 1 図に示す。伸張方向が  $\langle 001 \rangle$  および  $\langle 123 \rangle$  の方位をもつ結晶では先づ変形双晶を生じ、応力がより大きくなると更に変形双晶を発生し、また二り変形を僅かに行った後、数% 以内の歪で破断する。伸張方向が  $\langle 111 \rangle$  方位をもつ結晶では先づ変形双晶が生じ、応力が増加すると再び変形双晶を発生した後主として二り変形を行って破断する。 $\langle 011 \rangle$  方向に伸張したときには、



オ 1 図

先づ変形双晶が出来、応力が増すと明瞭な降伏を示した後、主として這り変形を行い、くびれを生じた後、三十数%以上の歪で破断する。このように変形において非常に大きな結晶異方性を示す。 $\langle 011 \rangle$ の場合変形双晶の臨界剪断応力は  $15.5 \text{ Kg/mm}^2$ 、這り変形のそれは  $21.2 \text{ Kg/mm}^2$  で、前者の方が小さい。

始めに生じた変形双晶の透過電子顕微鏡写真の例を写真1に示す。(a)は $\langle 123 \rangle$ 方向の場合で、変形双晶内に異ったBurges vectorをもつ転位が  $10^9/\text{cm}^2$ 以上の平均密度で存在している。これらの転位の分布は一様ではない。多数の写真の観察によるとコヒーレントおよび非コヒーレント双晶境界に平行に或いは相似に配列する転位群がある。双晶境界上の転位、一端が境界に附着し他端が母結晶内にのびている転位、境界に近い母結晶内にある転位がみられる。(b)は $\langle 001 \rangle$ の場合で上述の転位がみられるが、特に双晶境界上にある転位がみられる。双晶境界より数 $\mu$ 以上離れたところには転位が殆んど観察されない。

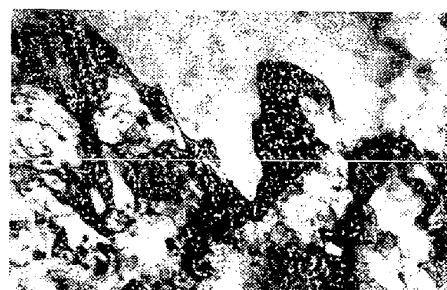
応力-歪曲線より、また電子顕微鏡写真の詳細な観察より、始めて生じた変形双晶が発生する以前に這り変形は生じていることが判る。写真1にみられる双晶内外の転位は変形双晶に起因して導入されたものであると考えられる。双晶内の転位の配列および非コヒーレント双晶境界の形状から、双晶の成長は先づ或る厚さの双晶が発生し、薄い厚さで成長し、次に厚さを増したと考えられる。

写真2(a)は $\langle 123 \rangle$ 方位の結晶の破断直前における双晶(写真の下方)の電子顕微鏡写真で、コヒーレント境界が減少し、非コヒーレント境界が増加していることを示す為、非コヒーレント境界を示している。双晶内転位密度も写真1(a)の場合より増加しているが細胞構造を示していない。より低い応力で生じた変形双晶が高い応力下で非コヒーレント境界の成長又は双晶の厚さをますます成長を行うことを示している。 $\langle 011 \rangle$ 結晶の場合には(b)に示す様に低い応力で出来た双晶が塑性変

(a) 1 $\mu$ 

(b)

写真1



(a)



(b)

写真2

形を行って双晶内転位が増加し、既に存在している転位とからみ合っただ細胞構造をつくる。

最後に変形双晶内外および境界における転位の発生の様相について非コヒーレント境界にある双晶転位の応力緩和の結果より転位が発生する立場にもとづいて考察を行う。

総括 (1)  $-196^{\circ}\text{C}$ において伸張された純鉄単結晶は先づ変形双晶による変形を行った後変形双晶とより変形とを行って遂に破断する。伸張方向が $\langle 011 \rangle$ の場合には変形双晶を発生した後、明瞭な降伏を示しその後はより変形を行ってくびれを生じて破断する。

(2) 始めに生じた変形双晶のあるものの中には異ったBurgers vectorをもつ二種類以上の転位が $10^9/\text{cm}^2$ 以上の密度で存在する。転位の分布は一様でない。コヒーレントおよび非コヒーレント双晶境界に平行に配列された転位群が多い。

(3) 始めて変形双晶が生ずる以前により変形は行われぬ。双晶内外にみられる転位は変形双晶に起因して生じたものである。

(4) 応力の増加によって、より低い応力で生じた変形双晶が成長する。また変形双晶のより変形が行われる。