1 解説

中性子照射金属の延性低下機構

(九州大学工学部)北島 貞吉, 篠原 和敏

金属は高速中性子で照射されると格子欠陥が導入され、その延性が著しく低下することは、古くから知られている。しかし、この減少は金属の塑性変形機構と関係した複雑なものであるため、未解明のまま現在に至っている。本稿では、この問題に関連した最近の研究に基づいて、この機構を検討し、耐延性低下合金の開発に対する考え方を模索しようとするものである。

I. はじめに

中性子やイオン、さらに電子線のような高エネルギー粒子で金属を照射すると、原子空孔や格子間原子のいわゆる点欠陥や原子密度の低い希薄帯⁽¹⁾(depleted zone)等が形成される。この時、大部分の原子空孔と格子間原子は再結合で消滅するか、または拡散集合して、転位ループや積層欠陥四面体ならびにボイド等の欠陥集合体となる。これらは塑性変形を随う転位の運動に対する障害物となるから、降伏応力の上昇、つまり照射硬化をもたらす。ところが転位ループや積層欠陥四面体のような転位との反応で消失するものが含まれていると、大きな延性の低下をもたらされる。この延性低下は、炉心構造材料においては原子炉そのものの寿命と大きなかかわりを持ち大きな問題である。したがって、この軽減は昔から検討されてきたが、この現象そのものが複雑なため、この問題は未解決のまま現在に至っている。

本稿においては、この問題に関する最近の研究の概略を説明し、それに対する対策を考えてみることにする。ただし、最近では、高温で $10^{20}n/m^2$ にも及ぶ照射を行うとボイドが生じ、それに転位チャンネルが重なって起こるチャンネル破壊⁽²⁾という現象が知られている。しかし、本稿ではこの現象は取り扱わないことにし、転位ループ等の転位との反応によって消失する欠陥集合体が存在する場合の延性の低下を取り扱うことにする。

II. 中性子照射金属の延性低下とその現象論的解釈

Holms ら⁽³⁾は、 $\phi=1.1 \times 10^{22} n/m^2$ ($E>0.1$ MeV) の中性子を約 540℃ で照射して、直径 40 nm の格子間型転位ループを導入した 304 オーステナイト鋼とその非照射材を常温で引張試験して、その公称応力-歪曲線

は第 1 図のようになることを示した。すなわち降伏応力は著しく上昇(照射硬化)するが、伸び歪は約半分にまで減少する。このような照射硬化と伸びの低下を中性子照射量の関数として調べた 1 例を第 2 図⁽⁴⁾に示す。このような中性子照射による伸びの低下はジルカロイ燃料被覆管においても例外ではなく、 $\phi=3.1 \times 10^{21} n/m^2$ ($E>1$ MeV) の中性子照射によって延性は照射前の 1/10 にまで低下する⁽⁵⁾。

第 1 図 高速中性子、 $\phi=1.1 \times 10^{22} n/m^2$ ($E>0.1$ MeV) で 540℃ で照射された 304 オーステナイト鋼の常温での応力-歪曲線⁽³⁾

第 3 図に、Fish と Holms らによる 304 オーステナイト鋼の中性子照射による延性低下の照射温度依存性の測定結果⁽⁶⁾を示す。これは $\phi=1 \times 10^{22} n/m^2$ の高速中性子を 400~800℃ で照射し、50℃ で引張試験を行なって得られたものである。伸びは、500℃ 以下の温度では著しく小さいが、500~600℃ では大きく回復している。彼らは透過電子顕微鏡(TEM)を用いて、照射により導入された欠陥集合体の状態も併せて観察した⁽⁶⁾。その結果、500℃ 以下の照射では格子間原子型転位ル

Mechanism of Ductility-Loss in Neutron-Induced Metals: Sadakichi KITAJIMA, Kazutoshi SHINOHARA.
(1988年 6月6日 受理)

第2図 中性子照射された304オーステナイト鋼の伸びと強度の照射量依存性⁽⁴⁾

第3図 中性子照射された304オーステナイト鋼の伸びに及ぼす照射温度の影響⁽⁶⁾

ープが形成されているが、500℃以上の高温側ではこれらは存在しないことを確認した。すなわち、格子間型転位ループが存在する温度で照射すると延性の低下が顕著であるが、この転位ループが存在しない高温側での照射では、この延性低下は生じない。高温での延性の再低下は、オーステナイト鋼の構成元素であるNi原子と中性子との (n, α) 反応によって生成されるHe原子によるHe気泡の形成による脆化によるものであり、本稿では触れない。以上のことから低温での延性低下は、転位との反応で消失する欠陥集合体(転位ループ)が含まれている状態で起こることが理解できる。

中性子照射による延性低下は、オーステナイト鋼⁽³⁾

(面心立方晶)やジルカロイ⁽⁵⁾(稠密六方晶)だけではなく、体心立方晶金属のフェライト鋼⁽⁷⁾⁽⁸⁾, Mo⁽⁹⁾, Ta⁽¹⁰⁾, Nb⁽¹⁰⁾, Nb-Ta⁽¹⁰⁾や面心立方晶金属の銅⁽¹¹⁾, Cu-Al⁽¹¹⁾, Cu-Al₂O₃合金⁽¹¹⁾等においても確認されている。したがって、中性子照射による延性低下は金属や合金の結晶構造や状態には依存しない。

転位ループは、ある種の純金属では焼入れによって結晶中に導入することができる。焼入れAl多結晶と焼鈍Al多結晶を常温で引張ると、照射硬化に相当する焼入れ硬化が現れるとともに明瞭な伸びの低下が生じる⁽¹²⁾。この結果は、焼入れで転位ループを導入することによって、中性子照射による延性低下を模擬することができることを示すものである。事実、焼入れしたAlの変形に伴うすべり帯の様相は中性子照射した金属と類似している⁽¹²⁾。

応力-歪曲線において、応力を σ 、歪を ε すると、加工硬化係数 $d\sigma/d\varepsilon$ は一般には正であるから、金属の変形抵抗は歪の増加に伴って増大する。したがって、試料の断面積(A)が局所的に減少しても加工硬化によって断面収縮部での負荷能力は増加しうる。しかし、この増加分の $A d\sigma$ が、塑性変形の進行による断面積の減少に伴う負荷能力の低下分の σdA を下回るようになれば、試料のくびれ部分はもはやそれ以上の荷重に耐えきれなくなり、塑性不安定が生じる。すなわち、いったん始まったくびれの部分に歪がさらに集中して破断を起す。公称応力-歪曲線の抗張力の点で、外力($F=A\sigma$)は極大値に達し、塑性不安定の出現の条件 $dA/A = -d\sigma/\sigma$ が満足される。したがって、抗張力の点では

$$d\sigma_i/d\varepsilon_i = \sigma_i \quad (1)$$

が成立する。(1)式での σ_i と ε_i は真応力-歪曲線におけるものを意味する。つまり真応力-歪曲線の加工硬化係数($d\sigma_i/d\varepsilon_i$)が低下すれば、 σ_i の低い側、つまり低歪側でくびれの発生が始まり、延性が低下することになる。第1図はこのような現象の1例にすぎないが、延性の低下が起こる中性子照射した面心立方晶、体心立方晶および稠密六方晶の純金属や合金、さらに焼入れによって転位ループを導入した金属においては、このような $d\sigma_i/d\varepsilon_i$ の低下が一般的に見られる。したがって、中性子照射した金属における延性低下は、現象論的には $d\sigma_i/d\varepsilon_i$ の減少によるものとして理解することができる。もしこのことが正しければ、当然単結晶においても $d\sigma_i/d\varepsilon_i$ の低下が起こらなければならない。このような結果は中性子照射した銅単結晶⁽¹³⁾や焼入れしたAl単結晶⁽¹²⁾においても確認され

ている。ではこの $d\sigma_i/d\varepsilon_i$ の減少はどのような機構によるものであろうか？

良く焼純された純金属の塑性変形は、一般に極めて接近した多くのすべり面上でごく少量の剪断ズレを起す、いわゆる微細すべりによって進行する。例えば純銅単結晶では、第1変形段階の終りで平均約10 nmの間隔のすべり面上で、約1 nmの剪断ズレを伴うすべりによって変形が起こる⁽¹⁴⁾。しかしながら、運動転位との接触によって掃去される転位ループのような欠陥集合体を含む金属の塑性変形は、粗大なすべり帯が広い間隔で出現して進行する。例えば、 $\phi=10^{18}$ n/cm² ($E>0.1$ MeV)程度の中性子を照射した純銅単結晶を常温で変形させると、約100 nm幅の粗大な1次すべり帯*が数 μ mの間隔で出現する⁽¹⁵⁾(写真2参照)。

このような粗大すべり帯中で剪断ズレが局所的に集中するのは、粗大すべり帯を構成する複数のすべり面上を運動する先頭転位が、すべり面と交差する転位ループ等の障害物を消失させるため、そこを通る後続の転位の運動が容易となり、そこに転位の運動が集中するためである。このような転位の集中運動は転位チャンネルリングと呼ばれる。この転位チャンネルリングはすでに述べた中性子照射により延性低下を示すすべての金属や合金において認められている。

写真1は、 $\phi=1\times 10^{19}$ n/cm² ($E>1$ MeV)の高速中性子を照射したMo⁽¹⁶⁾における転位チャンネルのTEM写真である。転位チャンネルに隣接した未すべり領域**は既存の転位ループによるコントラストのために黒いが、転位チャンネル(粗大すべり帯)中では転

写真1 $\phi=1\times 10^{19}$ n/cm² ($E>1$ MeV)の中性子を照射したMo中の転位チャンネル(粗大すべり帯)の透過電顕写真(黒点は点欠陥集合体⁽¹⁶⁾)

位ループが掃去されているため、そこは白い帯状領域として現れている。一般に転位チャンネルのなかでの剪断歪は数100%にも達する。

転位チャンネル中では、転位ループが掃去されるため以後の変形抵抗、つまり転位の運動に対する抵抗は低下し、その値は照射前(または焼入れ前)の小さな値になる。照射硬化した金属の変形応力は、照射前の降伏応力に大きな照射硬化を上乗せしたレベルであるから、転位ループが掃去された転位チャンネル中では転位運動が集中的に続いて起こる可能性がある。このような考えから、従来は1次粗大すべり帯中での転位チャンネルリングでは加工硬化することなしにすべりが長時間継続され、照射した試料の加工硬化係数 $d\sigma_i/d\varepsilon_i$ は照射前のものよりも小さくなり、延性が低下すると考えられてきた⁽¹⁷⁾。しかし、転位チャンネル内では大きな剪断歪が生じるため、逆に加工硬化も大きくなり、その活動は短時間にとどまる可能性も考えられる。このような場合には、1次粗大すべり帯中での長時間の転位チャンネルリングは期待できず、 $d\sigma_i/d\varepsilon_i$ の低下につながるとは考えられないことになる。

Ⅲ. 転位チャンネルの寿命

$\phi=5\times 10^{18}$ n/cm² ($E>0.1$ MeV)の中性子を照射した銅単結晶を2つの剪断歪速度 $\dot{\gamma}=3.7\times 10^{-6}$ /sと 3.7×10^{-4} /sで変形した場合、第1変形段階**では、1次粗大すべり帯の密度 N と剪断歪 γ の間には第4図に示すような直線関係が成り立っている⁽¹⁸⁾。この結果は、(1)塑性歪速度の変化は転位速度の変化によって賄われるのではなく、すべり帯の形成速度の変化によってなされることを示すと同時に、(2)1次粗大すべり帯は出現後短時間に活動を停止する、ことを意味する⁽¹⁹⁾。これと類似した $N\text{-}\dot{\gamma}$ の関係が焼入れしたAl単結晶⁽¹²⁾においても成立する。また、1次粗大すべり帯の幅も歪にはほとんど依存しない⁽¹²⁾ことから、転位チャンネルの幅の成長もその出現の直後に停止することがわかる。

このようにして、転位ループを含む金属中の粗大すべり帯、つまり転位チャンネルリングは従来の予想とは異なり、出現した後短時間内に加工硬化して死滅す

* 単結晶の塑性変形で、剪断応力が最大のすべり系でのすべりを1次すべりという。

** 粗大すべり帯間のすべりが生じていない領域をいう。

** 1次粗大すべり帯が単結晶の全長にわたって出現した時に第1変形段階が完了する。

第4図 中性子照射された銅単結晶の引張変形時の1次すべり帯密度と剪断歪の関係⁽¹⁸⁾

る。したがって、従来考えられていた予想に反して、1次粗大すべり帯中での転位チャンネルングは中性子照射した金属や焼入れした金属の $d\sigma_i/d\varepsilon_i$ の低下の原因ではないことになる。

Ⅳ. 湾曲すべりと2次すべり

角柱状銅単結晶に $\phi = 1 \times 10^{18} \text{ n/cm}^2$ の中性子 ($E > 0.1 \text{ MeV}$) を照射し、常温で第1変形段階の途中まで引張った時の1次粗大すべり帯と2次の共役すべりの様相の光学顕微鏡写真を写真2に示す⁽¹⁹⁾。この写真は、すべり変形後腐食し、1次粗大すべり帯や共役すべり帯中の増殖転位をエッチピットとして出現させたものであり、1本のすべり帯は1本のエッチピット列として識別される。前述のように、1次粗大すべり帯の間隔は数 μm にも達し、非照射銅結晶よりも2桁大きい。そして変形モードは典型的なリュードス帯的であり、1次粗大すべり帯は、束をなして上と下のつかみ近傍から中央に向かって飛び飛びに現れている。重要なことは、共役すべり帯は1次粗大すべり帯の各束から伸び、歪の増大によって結晶の上半分では上方に、下半分では下方に伸びることである⁽¹⁹⁾⁽²⁰⁾。

2次すべりは降伏直後から出現し、孤立するかまたは束を構成する1次粗大すべり帯上の多くの点から、木の芽⁽²⁰⁾のように片側の隣接すべり領域に萌え出、変形の進行とともに、それを貫きさらにそれに隣接す

すべり帯は $[111]$ に平行な結晶表面にエッチピット列として現れている。

写真2 中性子照射した銅単結晶 ($\phi = 5 \times 10^{22} \text{ n/m}^2$, $E > 0.1 \text{ MeV}$) の第1変形段階での束状1次粗大すべり帯と共役すべり帯の特徴(光学顕微鏡写真)⁽¹⁹⁾

る1次すべり帯を横切って、上述のような特定方向に伸びる。一方塑性歪の増大に伴って、新しい1次粗大すべり帯は、既出の孤立または束状1次粗大すべり帯に数 μm の間隔で隣接して現れる。したがって活動中の1次粗大すべり帯は、短い木の芽状ないしは少し長く成長した共役すべり帯を切る。両すべり帯の交差部分には両すべり系の転位群がもつれ合い、もつれ転位 (tangled dislocations) が形成される(写真3)⁽¹²⁾。これが大きな加工硬化をもたらし、1次粗大すべり帯の活動を停止させる。このような共役すべり帯の長さや数は、上と下の「つかみ」近傍で最大であり、中央に行くにつれて減少する⁽¹⁸⁾。

金属単結晶が引張応力下ですべり変形する時は、まず1次すべり系によって変形する。ところが結晶の両端を固定する上と下のつかみには、外力方向にしか運動の自由度がないから、結晶の両端で最大で中央部分でゼロになる曲げモーメント M が働く。ただし結晶の上と下では、この符号は逆である。このため結晶には、第5図のような互いに反対向きの湾曲が強制され

見えている転位はすべて2次すべり系転位である。

写真3 焼入れしたAl単結晶の1次粗大すべり帯と2次すべり帯の交点にできた塊状のもつれ転位(透過電顕写真)⁽¹²⁾

る。このことは引張変形は、単純なすべり変形に加えて結晶の塑性的湾曲を伴った湾曲すべり⁽²¹⁾ (Bend gliding)が起って初めて可能であることを意味する。

一方リュウダース帯的変形の結果として、写真2のような幅広い1次粗大すべり帯の束が、広い未変形領域の間に介在すると、両者の間にも、上述のMと同一軸のまわりに、局部的結晶湾曲が強制される⁽²¹⁾。このような状況は多結晶のすべり変形においても同様であり、各結晶粒のすべり帯は隣接結晶粒による拘束のために大きく湾曲している。

第5図 金属単結晶の引張変形時の湾曲すべり⁽²³⁾ (左は剪断ズレによる変形。(a)は微細すべりによるポリゴニゼーション壁の形成による湾曲すべり。(b)は粗大すべり帯による変形の場合の湾曲すべり)

良く焼純された銅単結晶の第一変形段階での1次すべり線の平均間隔(h)は、60 nm くらいで小さい。このような隣接すべり面上にある同符号の1次すべり系刃状転位間の相互作用引力のうち、1次すべり方向に働く成分の最大値($\tau_i = Gb / \{8\pi(1-\nu)h\}$, G : 剛性率, ν : ポアソン比)は16 MPaである。この値は転位の運動応力 $\tau = 0.1 \sim 1$ MPaよりずっと大きい。したがって、隣接すべり面上にある同符号の1次すべり系刃状転位はすべり方向に垂直な面上に並び、ポリゴニゼーション壁を容易に形成する。このポリゴニゼーション壁の形成によって、弾性エネルギーの蓄積なしに刃状転位線の方向、すなわち $\langle 112 \rangle$ 軸のまわりに、第5図(a)のような湾曲すべりが完成される。このポリゴニゼーション壁は、すべり線の密度の増加に伴って変形帯に変化し、弾性エネルギーの内蔵なしに塑性的結晶の湾曲の完成に貢献する。

写真4⁽¹²⁾は、焼入れしたAl単結晶における1次粗大すべり帯(転位チャネリング)中の転位を示すTEM写真である。この写真は、1次すべり系転位は見えるが、2次すべり系転位は見えない条件で撮影されたものである。すべり帯中のほとんどの転位は、 b (1次すべり系のすべり方向)に垂直であるから、1次すべり系の刃状転位である。また E_5 を除く $E_1 \sim E_7$ の孤立転位線は、それぞれの黒いコントラストが右側にあるから、同符号であることがわかる。

写真4 焼入れしたAl単結晶の引張変形後の1次粗大すべり帯の転位構造の透過電顕写真⁽¹²⁾

このような事実から、焼入れしたAl結晶の1次粗大すべり帯中の結晶は、1次すべり系の同一符号刃状転位の分布によって $\langle 112 \rangle$ 軸まわりに弓状の均一な湾曲をしていることがわかる。ところがすでに述べたように、1次粗大すべり帯間の間隔は数 μm にもなるから、隣接する1次粗大すべり帯中の刃状転位間の τ_i は極めて小さい。

一方、この粗大すべり帯中には接近したすべり面上に同符号の転位が多く分布するから、これら転位を動かすに必要な応力 τ は τ_i に比較して著しく大きい。したがって、隣接1次粗大すべり帯中の1次すべり系

刃状転位によってポリゴニゼーション壁を作ることは不可能である。写真2の光学顕微鏡写真においても、ポリゴニゼーション壁や変形帯は全く見られない。

第6図は、同一符号の刃状転位を含むすべり線からなる1次粗大すべり帯の湾曲を示す図である⁽²²⁾。このすべり帯は3枚のすべり薄層からなっており、実線はすべり薄層の境界を示す。すべり帯を3枚の薄層に分離すると、刃状転位が存在するところは第6図(b)のように鋭い曲率で曲る。また分離された薄層間には相互作用がなくなり、各層中の転位は第6図(c)のような位置に移しても、転位間の距離が不変であればエネルギーの変化もない。

第6図 結晶の塑性的湾曲の安定性⁽²²⁾
((a)~(c)の説明は本文中)

ところが(b)と(c)の状態の薄層を再び接合させるためのエネルギーは異なる。(c)薄層を接合する場合には、同符号の刃状転位がそのバーガースベクトルに垂直な面に配列し、ポリゴニゼーションの壁*を形成し、3つの薄層はうまく接合するから弾性変形による余分な仕事は不要である。しかし(b)の場合には、3つの薄層を隙間なく接合させるためには、弾性変形による曲げを各薄層に付与する必要がある。つまり中性子照射や焼入れた金属の1次粗大すべり帯中には、弾性エネルギー

ギーの蓄積がなされている。このような1次粗大すべり帯の重ね合わせで結晶の湾曲すべりが賄われる場合には、それ自身と隣接する未すべり領域に曲げの弾性エネルギーが余分に内蔵される。

すでに述べたように、中性子照射した銅結晶では、降伏直後から1次粗大すべり帯上から出発した短い共役すべり帯が木の芽状に密生して現れる。これは上述の1次すべり帯と隣接する未すべり領域の弾性エネルギーに助けられて出現し、結果的には共役すべり面上に刃状転位を分布させて、湾曲すべりに協力する。ところが、写真2の1次粗大すべり帯中にある共役すべり系の転位源から増殖された転位は、転位源の両側のすべり面上に、正と負の刃状転位として分布する。ところが結晶の上と下の湾曲すべりに協力できるものは、符号が反対であり、正か負のいずれか一方の符号の刃状転位である。湾曲すべりに好都合な符号の刃状転位は共役すべり面上に広く分布するため、長い共役すべり帯となるが、反対符号のものはすべり面上で広い分布を持つことができず、すべり帯としては伸びない。このような効果が、中性子照射した銅結晶の上部と下部で共役すべり帯の伸びる方向を反対にする。さらに塑性変形の進展によって結晶の上部と下部における湾曲すべりの角度が増加するが、これはそれに協力的な符号の共役すべり系刃状転位がすべり面上に拡がってすべり帯の長さを増加したり、または密度を増加することによって賄われることを示している。

ところで驚くべきことであるが、湾曲すべりに協力的なこの共役すべり帯中における剪断ズレは、引張り負荷にもかかわらず、「圧縮変形」時のものである⁽²³⁾。この事実は従来の2次すべりの常識では予想し難いことであるが、粗大すべり帯で塑性変形が起こるような中性子照射や焼き入れ金属での湾曲すべりは、圧縮変形時に共役すべり面上に導入される符号の刃状転位によって完成されることを示すものである。

木の芽状の短い共役すべり帯が1次粗大すべり帯に隣接する未すべり領域に密生して出現する。この共役すべり帯中の運動転位は、隣接未すべり領域中の転位ループを消し、その平均密度を低下させる⁽¹²⁾。したがって、未すべり領域での転位ループ密度は歪とともに低下し、ここでの1次すべりが容易になる。このため、中性子照射した銅結晶の第2変形段階では、非照

* 薄層は1本の微細すべり線と考えることができるから、非照射銅結晶にみられるポリゴニゼーション壁は(c)の状態に対応し、弾性エネルギーの蓄積は少ない。

射銅結晶におけるような「微細すべり線」が生じる⁽¹²⁾。さらに第3変形段階の $\gamma=30\%$ くらいになると焼鈍銅結晶におけるような1次の微細すべりに伴う「変形帯」が生じるようになる。

変形の進行に伴い1次粗大すべり帯に隣接する未すべり領域や未変形領域の転位ループは、1次粗大すべり帯の回りの弾性歪⁽¹²⁾や2つの M に助けられて出現する2次すべり系の転位で掃去される。この結果、焼鈍結晶の様な変形が容易な結晶部分の体積が増加して、応力-歪曲線の $d\sigma/d\epsilon$ が低下するようになる。

共役すべり帯での剪断ズレは、引張負荷中のすべりにもかかわらず、圧縮変形時のものであることは極めて重要である。金属または1相の合金に見られる延性破壊は、原子空孔の拡散合体によってできるボイドの形成によって生じることが知られている。Cottrell⁽²⁴⁾は、引張または圧縮応力下で、1次と共役すべりが同時に起こって、単純な引張りまたは圧縮すべり時の方向に剪断ズレを起こせば、出来る点欠陥は常に格子間原子であることを示した。ところが、ここに示したように、共役すべりが1次すべりに起因した湾曲すべりを完成させる方向に剪断ズレを起こせば、両すべりが起こる時、交点には原子空孔ができる。すなわち、引張または圧縮変形中に、湾曲すべりが強要されるから、延性破壊をもたらす原子空孔が常に形成されるとの結論が得られる。

V. 多結晶における延性低下

多結晶の塑性変形が結晶粒界で空隙や物質の重なりがないように起こるには、5つ以上のすべり系でのすべりが起こればよいことを von Mises⁽²⁵⁾は示した。ところが一般に多結晶を引張変形後の、各結晶粒内のすべりは複雑で大きく湾曲している。転位ループを導入した焼入れ Al 多結晶の塑性変形では多くのすべり系の粗大すべり帯が出現する。この時、転位ループは増殖運動転位によってほとんど掃去され、かつ変形が進行すると焼鈍結晶にみられる微細すべりによる典型的なセル組織が出現している⁽¹²⁾。つまり変形中の転位ループの消失によって著しく軟化した結晶部分の体積の割合が増加し、 $d\sigma/d\epsilon$ が低下し延性が低下する。

VI. 中性子照射による金属の延性低下軽減対策のための実験

中性子照射で点欠陥集合体(転位ループ)を導入した金属の延性の低下は、 $d\sigma/d\epsilon$ の低下と結びついている。そしてこの $d\sigma/d\epsilon$ の低下は、転位ループが掃去さ

れて低応力下で変形できる結晶部分の割合の増加と結びついている。したがって、中性子照射後の強度が転位ループによって支えられる割合が大きいほど、伸びの低下が顕著になると考えられる。

合金では固溶元素、析出物や分散粒子等が照射後でも強度の大きな部分を支えることが期待される。したがって、同一の中性子量を照射した場合には、このような合金における伸びの低下は、この合金の地の純金属におけるものより少ないと考えられる。このような観点から、筆者らは⁽¹¹⁾、第1表に示す銅合金の多結晶に $\phi=5 \times 10^{22} \text{ n/m}^2 (E>0.1 \text{ MeV})$ の高速中性子を 343 K で京大炉で照射して、照射硬化率(=(照射材の降伏応力-非照射材の降伏応力)/(照射材の降伏応力))と伸びの減少率(=(非照射材の均一伸び歪-照射材の均一伸び歪)/(非照射材の均一伸び歪))を求めた。

第1表 銅合金の多結晶

純銅(Cu), Cu-Al₂O₃, Cu-3% Al
Cu-7% Al, Cu-9% Al, Cu-17% Al

この結果が第7図⁽¹¹⁾である。すなわち予想されたように、照射硬化率は純銅で最大であり、一連の Cu-Al 合金や Cu-Al₂O₃ 合金では小さくなっている。一方 Cu-Al 合金では、Al 量の増加によって非照射時の強度を増加すると、照射硬化率は低下するとともに、予想通りに伸びの低下率も小さくなっている。Cu-Al₂O₃ 合金での伸びの低下も純銅よりは少ない。

第7図 銅およびその合金の中性子照射による延性低下の相違⁽¹¹⁾

以上の実験から、非照射状態で強度の大きい合金では、中性子照射による伸びの低下は抑制されることが判明した。しかし、転位ループの導入量の違いや、その消失の様相の相違をこのような異なった純金属や合金で明らかにすることが必要である。

Ⅶ. ま と め

転位ループのような転位との反応によって掃去される点欠陥集合体が導入された金属の延性低下について、次のような事柄を指摘した。

- (1) 点欠陥集合体(転位ループ)の導入による応力-歪曲線の加工硬化係数の低下が、伸びの減少をもたらす現象論的理由である。
- (2) 転位ループを掃去された粗大すべり帯中でのすべりの集中(転位チャネルリング)の寿命は、従来の予想とは異なり短い。したがって、転位チャネルリングが加工硬化係数の減少、つまり延性の低下の支配機構ではない。
- (3) 粗大すべり帯中の結晶の湾曲に伴う弾性歪の解放のための木の芽状の2次すべりと、塑性変形の進行に必要な湾曲すべりの完成のための2次すべり系増殖転位が、未すべり領域の転位ループを消去する。このためここでの1次すべりに対する変形抵抗が著しく低下し、加工硬化係数が小さくなり、伸びの低下をもたらす。
- (4) 延性低下は、中性子照射後の強度が、合金元素や第2相のような転位ループとの反応によって消失しない安定な障害物によって支えられる割合が大きいくほど、延性低下の割合は小さい。

— 参 考 文 献 —

- (1) SEEGER, A.: *Proc. of Symp. on Radiation Damage in Solids, Venice*, (1962).
- (2) FISH, R.L., HUNTER, C.W.: "Irradiation Effects on the Microstructure and Properties of Metals", *ASTM, STP* 611, 119 (1976).
- (3) HOLMS, J.J., ROBBINS, R.E., BRIMHALL, J.L.: *J. Nucl. Mater.*, **32**, 330 (1969).
- (4) 日本核燃料開発院 提供資料。
- (5) 同 上。
- (6) FISH, R.L., HOLMS, J.J.: *J. Nucl. Mater.*, **46**, 113 (1973).
- (7) SMIDT Jr., F.A.: Dislocation channelling in irradiated metals, *NRL Rep.* 7078, (1970).
- (8) KLUEH, R.L., VITEK, J.M.: *Proc. Topical Conf. on Ferritic Alloys for Use in Nuclear Energy Technologies*, 615 (1983), AIME.
- (9) FISH, R.L., et al.: *Effects of Radiation on Sub-structure and Mechanical Properties of Metals and Alloys*, *ASTM STP* 529, 149 (1973).
- (10) WECHSLER, M.S., TUCKER, R.P., OHR, S.M.: *ORNL-4246*, 66 (1968).
- (11) 北島貞吉, 篠原和敏, 他: 未発表
- (12) 徳納一成, 北島貞吉, 中村祐三, 木下智見, 篠原和敏: 日本金属学会誌, **51**, 390 (1987).
- (13) DIEHL, J., HINZNER, F.: *Phys. Stat. Sol.*, **9**, 121 (1964).
- (14) SEEGER, A.: "Dislocations and Mechanical Properties of Crystals", (Ed. by FISHER, J.C., et al.), 243 (1956), John Wiley & Sons.
- (15) NEUHAUSER, H.: "Dislocations in Solids", (Ed. by NABARRO, F.R.N.), Vol. 6, 319 (1983), North-Holland.
- (16) SMIDT Jr., F.A., BEMENT, A.L.: "Dislocation Dynamics", (Ed. by ROSENFELD, A.R. et al.), 409 (1968), McGraw-Hill.
- (17) OLANDER, D.R.: "Fundamental Aspects of Nuclear Reactor Fuel Elements", (1976), Tech. Inf. Center, Energy Res. Devel. Admin., USA.
- (18) 篠原和敏: 九州大学 学位論文, (1986).
- (19) KITAJIMA, S., SHINOHARA, K., KURISHITA, H.: *J. Nucl. Mater.*, **108/109**, 397 (1982).
- (20) SHINOHARA, K., KITAJIMA, S., OKAMOTO, A., OHTA, M.: *Trans. JIM*, **23**, 8 (1982).
- (21) 高村仁一: 日本金属学会報, **25**, 379 (1986).
- (22) OROWAN, E.: "Dislocation in Metals", (Ed. by COHEN, M.), 69 (1954), AIME.
- (23) KITAJIMA, S., SHINOHARA, K.: *Proc. 8th Risø Int. Symp. on Metal and Mater. Science, Risø National Lab., Roskilde*, 373 (1987).
- (24) COTTRELL, A.H.: "Dislocations and Mechanical Properties of Crystals", (Ed. by FISHER, J.C., et al.), (1956), John Wiley & Sons, 509.
- (25) MISES, V.: *Z. Angew. Math. Mech.*, **8**, 161 (1928).

第6回エネルギーシステム・経済コンファレンス

主 催 エネルギー・資源研究会, 協 賛 本会ほか5学協会

エネルギー問題は、理・工・農などの自然科学分野から、政治・経済・社会といった社会科学分野まで、相互に深い関わり合いがあります。

本コンファレンスでは、特に、エネルギーに関するシステム

工学的研究、経済学的な研究など技術・経済・社会にまたがる総合的研究を広く募集いたします。大学、研究所や企業において、この分野の研究・開発に携わっておられる方々の多数の発表を期待いたします。

会 期 昭和64年1月19日(木), 20日(金)

会 場 学士会館(東京都千代田区神田錦町3-28)

問合せ先 (〒550)大阪市西区京町堀1-9-10 榎子会館

エネルギー・資源研究会(06-446-0537)