



Title	ねじり予ひずみ材の破断延性低下について
Author(s)	系数, 真哉; 真壁, 朝敏
Citation	日本機械学会論文集. A編 = Transactions of the Japan Society of Mechanical Engineers. A, 61(585): 59-64
Issue Date	1995-05-25
URL	http://hdl.handle.net/20.500.12000/137
Rights	Copyright (c) 1995 日本機械学会

ねじり予ひずみ材の破断延性低下について*

糸 数 真 哉*¹, 真 壁 朝 敏*¹

Loss of Tensile Fracture Ductility of Pretorsioned Specimen

Masaya ITOKAZU and Chobin MAKABE

The degree of diminution of fracture ductility varies with prestrain level. This behavior is investigated in the present study by using carbon steel and 70/30 brass. Transition of the fracture ductility appears at about a pretorsional strain of unity in the case of carbon steel. On the other hand, in the case of 70/30 brass, fracture ductility decreases smoothly and this transition behavior is not observed. However, the main cause of the loss of fracture ductility of the two materials is that the surface layer of the material becomes brittle due to the shear strain, and tensile fracture starts from surface cracks initiated by tensile deformation. The difference in diminution behavior of ductility between the two materials is thought to be due to differences in crystal structure and thus in the brittleness of the surface layer. The ductility of this surface layer is greatly reduced after the transition in the case of carbon steel.

Key Words: Ductile Fracture, Pretorsion, Transition of Ductility, Surface Cracks, Brittleness

1. 緒 言

予ひずみを受けた部材の変形能を示す尺度として引張破断試験による破断延性値 ϵ_f ⁽¹⁾⁻⁽¹¹⁾ がよく用いられている。ねじり予ひずみを受けた材料における破断延性値の低下機構についてはこれまでも多くの報告⁽¹⁾⁻⁽⁵⁾⁽⁷⁾ がなされている。それらの報告によればねじり予ひずみ材の破断延性値の低下の主要原因として、観察し難いほどの表面微小き裂の存在⁽²⁾⁽³⁾ と材質の劣化⁽⁶⁾⁽⁷⁾ (延性の低下) が考えられている。炭素鋼においては、明りょうな延性遷移が予ひずみ量 γ が 1.0 程度で生じる。そして、炭素鋼を用いた大路ら⁽⁵⁾ や著者ら⁽⁷⁾ の研究によれば、材料内部と表面の延性の差異と表面層の脆化が炭素鋼の延性遷移の原因であると結論づけられる。しかしながら、材料によって延性が低下し始める予ひずみ量 γ が異なる⁽⁸⁾ ことなどから炭素鋼での延性遷移機構が他の材料にも当てはまるかどうか検討する必要があると思われる。そこで、本報においては、面心立方晶の格子構造をもつ 70/30 黄銅と体心立方晶の格子構造をもつ炭素鋼の予ひずみ材の破断

延性値を調べ、それらの材料における延性低下の機構とその主要原因について考察した。結晶構造の異なる材料の延性低下機構を比較検討した結果は一般的に予ひずみ材の変形能を検討する場合にも参考になると思われる。

2. 使用材料および実験方法

素材は 70/30 黄銅および炭素鋼圧延丸棒である。それらの化学成分および機械的性質をそれぞれ表 1 および表 2 に示す。図 1 に 70/30 黄銅と炭素鋼の組織写真を示す。本実験で使用した 70/30 黄銅の結晶粒径は大きく、観察した範囲で一辺が約 200 μm のものがあつた。図 2 に試験片の形状を示す。試験片はエメリー紙および金風研磨材で試験部表面を鏡面仕上げし、600°C で 1 時間、真空焼なました後に実験に供した。

ねじり予ひずみはねじり速度約 30 deg/min で与えた。また、引張破断試験の際の引張速度は約 1 mm/min で行った。実験は次の 4 種類について行った。(1)ねじり予ひずみを与えた後に引張破断試験を行うもの、(2)ねじり予ひずみを与え、それをねじり戻した後に引張破断試験を行うもの、(3)ねじった後に表面の凹凸を除去した後に引張破断試験を行うもの(表面は鏡面仕上げし、ねじりによるき裂が表面に残

* 原稿受付 平成 6 年 6 月 20 日。

¹ 正員、琉球大学工学部 (〒903-01 沖縄県中頭郡西原町字千原 1)。

っていないことも確認した)。(4)ねじり予ひずみを与え、600°Cで1~2時間真空焼なましをした後引張破断試験を行ったもの。これらの系統的な実験によって、破断延性の低下の主要原因が表面層に存在する微小き裂(ねじりによって発生したき裂)からの破壊の進展であるのか、表面層あるいは全体的な材質の劣化に関連するのかが明らかにできる。

3. 実験結果および考察

3-1 ねじり予ひずみ材の破断延性低下について

図3と図4にそれぞれ70/30黄銅と炭素鋼の予ひずみ γ と破断延性 ϵ_f の関係を示す。なお、ねじり戻し

を行った際のデータは試験片を一方方向にねじった時点のせん断予ひずみ γ を用いて整理している。予ひずみ γ を与えた直後に破断延性値 ϵ_f を調べた場合(○印)、70/30黄銅においては、予ひずみ γ の増加とともに破断延性値 ϵ_f が徐々に低下していく。それに対し、炭素鋼においては、 $\gamma=1.0$ 程度までは破断延性値 ϵ_f がほとんど低下しないが、その後延性遷移が生じる。このようにねじり予ひずみによる破断延性の低下の傾向は材料によって異なる。また、いったんねじったものをねじり戻した場合(●印)にも70/30黄銅と炭素鋼では実験結果に差異が生じる。すなわち70/30黄銅ではねじり戻す場合とねじり戻さない場合の破断延性値はほぼ同じである。それに対し炭素鋼ではねじり戻すことによりはばもとの処女材の値まで延性が回復する。このようなねじり予ひずみやねじり戻しによる延性回復機構の違いには結晶組織的な因子に関係すると思わ

表1 化学成分 [wt.%]

	C	Si	Mn	P	S	Cu	Zn	Pb	Fe
Carbon steel	0.18	0.25	0.72	0.032	0.045	-	-	-	Bal
70/30Brass	-	-	-	-	-	69.7	30.98	0.07	0.05

表2 機械的性質

	Lower yield strength σ_{yL} (MPa)	0.2% proof stress $\sigma_{0.2}$ (MPa)	Tensile strength σ_B (MPa)	True stress σ_T (MPa)	Reduction of area ϕ (%)
Carbon steel	463	-	573	938	54.0
70/30Brass	-	71	300	799	72.2

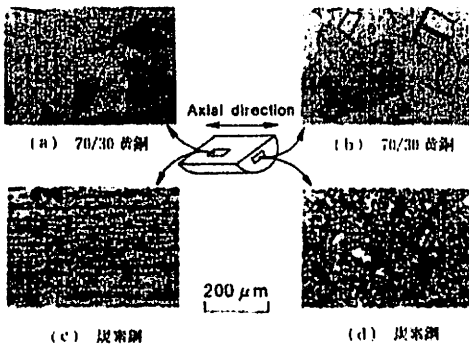


図1 顕微鏡組織写真

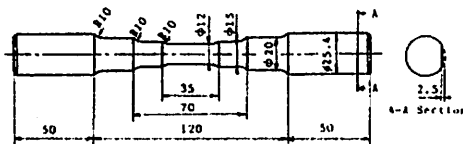


図2 試験片形状

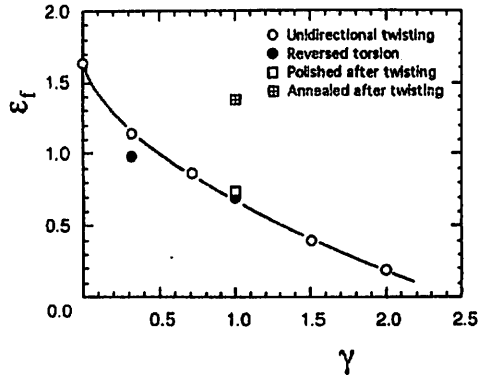


図3 70/30黄銅におけるねじり予ひずみ γ と破断延性 ϵ_f の関係

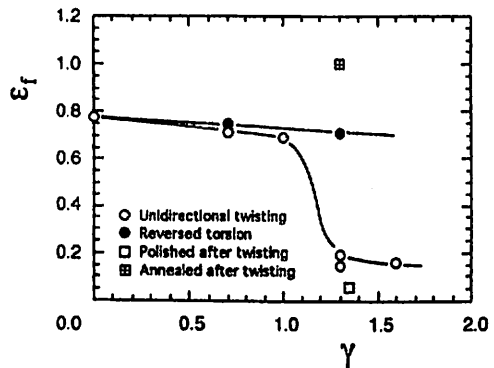


図4 炭素鋼におけるねじり予ひずみ γ と破断延性 ϵ_f の関係

れる。本実験で使用した 70/30 黄銅は結晶粒径が比較的大きい。そのため、すべりに対する結晶間の拘束は炭素鋼よりも 70/30 黄銅の場合が大きいのと思われる。また、一方向にねじった時点の予ひずみ γ で整理すると、70/30 黄銅をねじり戻した場合は、一方向にねじった場合よりも引張強さが大きくなる(後に示す図 9 参照)。そのようなことから 70/30 黄銅ではねじり戻しにより、延性が回復しなかったものと考えられる。炭素鋼では、ねじり戻した場合、一方向ねじりの場合と同じ面あるいは近接した面ですべりが生じるため延性の回復が生じたと思われる。なお、大路らの研究¹⁰⁾によれば、予ひずみ γ の径方向分布がなければ、 γ と破断延性値 ϵ_f はほぼ線形関係になる。このことから、本実験の図 3, 4 で γ と ϵ_f の関係が非線形であるのは、 γ が径方向に分布するためであると解釈される。

次に、ねじり予ひずみ材の破断延性低下の主要原因を調べるため、予ひずみを与えた後に表面層の凹凸を取り除いた試験片と予ひずみを与えた後に真空焼なましを行った試験片の破断延性値について述べる。図 3, 4 には、それらの結果も示してある。ねじった後に表面層を取り除くと(□印、その位置の γ までねじった)、破断延性値 ϵ_f は回復せず、ほぼねじった直後の破断延性値 ϵ_f と同じ値を示す。このことは、破断延性値の低下に表面の微小き裂や凹凸がほとんど影響していないことを示している。これに対して、ねじり予ひずみを与えた後に真空焼なましを行う(田印)と破断延性値 ϵ_f は、70/30 黄銅では処女材の値近くまで回復する。そして、炭素鋼では処女材の値よりも約 30% 大きくなる。小坂田ら¹⁰⁾は、圧延された炭素鋼の延性の異方性は細長く伸びた介在物の形状と関係があることを明らかにした。また、村上ら¹¹⁾は介在物や第二相の体積率よりもそれらの面積率を用いたほうが二相材や欠陥材の破断延性値 ϵ_f を合理的に評価できることを提案している。すなわち、それらの研究によって部材横断面に占める介在物や第二相の面積率が小さければ延性は高めになることが明らかにされている。本実験の炭素鋼では圧延によって形成された軸方向の繊維状組織と介在物がねじることによってらせん状に変形する。その際、第二相や介在物はせん断と圧縮により押しつぶされ、それらの荷重軸方向への面積率は処女状態の場合よりも減少することが考えられる。その後、焼なましを行うと残留応力や残留ひずみを取り除かれるので、炭素鋼における図 4 の田印の破断延性値 ϵ_f が処女材の値よりも増加したと思われる。つまり、カップアンドコーン形破壊は内部の介在物や第二相から発生するポイドに起因するので、それらの面積率が小

さければ破壊が開始するひずみも小さくなると考えられる。また、本実験材料の炭素鋼の場合はパーライト粒径程度の寸法の介在物が存在したが、70/30 黄銅では介在物寸法は平均結晶粒径よりもはるかに小さかった。このようなことも図 3, 4 においてねじった後に熱処理をした材料の延性値 ϵ_f の回復傾向に若干の差が生じたことと関係があると思われる。さらに、これらのことに加え試験片作製後の焼なまし温度(600°C)は、炭素鋼の焼なまし温度としては少し温度が低いので、そのことも炭素鋼での破断延性値 ϵ_f の回復値が処女材の ϵ_f より大きいことと関連していることが考えられる。

以上の結果から、ねじり予ひずみ γ の増加によって破断延性値 ϵ_f が低下していく傾向は 70/30 黄銅と炭素鋼の場合で異なることがわかった。圧延された炭素鋼丸棒では繊維状組織が存在し、それが延性の異方性をもたらす。したがって、その組織の方向がねじり変形によって変化するとその異方性の影響が現れることなどから、炭素鋼では繊維状組織の予ひずみによる変形状態が破断延性値に大きな影響を及ぼすと考えられる。それに対して、70/30 黄銅の場合では繊維状組織ではなく予ひずみによって引き伸ばされた結晶に残留するひずみがその後の引張破断延性値に大きな影響を及ぼすと考えられる。しかしながら、延性低下の主要原因はいずれの材料の場合も表面層に存在する微小き裂ではなく、材質の劣化であることが考察される。

3.2 破断面の観察と破壊形態の特徴 図 5, 図 6 は、それぞれ 70/30 黄銅の各予ひずみ量 γ を与えた後の破断面の写真である。70/30 黄銅の場合は、 γ の増加とともに、次第に破面の形態が変化している。そして、巨視的な破面の形態から破壊の特徴が考察できる。 $\gamma=0$ (処女材)の場合は、カップアンドコーン形の破面であることから、内部ポイドが破壊の起点であることがわかる。しかし、 γ が増すにつれて内部と表面での破面の様相に差がなくなり、次第に表面き裂を起点として破壊が起こったような破面の様相になる。特に $\gamma=1.0$ 以後では、狼の耳形の破壊をずる(狼の耳形の破壊以前の γ 値では、破壊は内部き裂が先行するか、あるいは内部と表面でほぼ同時に破壊が開始すると考えられる)。また、ねじった後に試験片表面を詳細に調べた結果、き裂らしきものは観察されなかったもので、表面き裂は引張破壊試験途中で生じたものと思われる。そして、図 6 に示すように、仮にねじりによって表面き裂が発生しても、焼なましをすることによって、カップアンドコーン形となることから、その寸法は、材質変化が生じなければ表面からの破壊の起点となり

得るような寸法ではないことが考察される。

図7, 8は、炭素鋼の破面写真である。この場合は、 $\gamma=1.0$ 付近を境として破面の形態に変化が生じる。すなわち、 $\gamma \leq 1.0$ の場合は、カップアンドコーン形であり、 $\gamma > 1.0$ では狼の耳形の破壊となる。前報¹⁾に示したように、内部と表面での延性の差に基づく延性遷移と破面形態が密接に関係している。すなわち、表面層の脆化によって引張過程で発生した表面き裂が急速に進展するため狼の耳形の破壊が生じる。図8(b)は、ねじった後に表面層を取り除いた場合の結果であるが、この場合には試験片はらせん形の脆性破壊をする。前報¹⁾に示したようにこのことが表面層の脆化の根拠にもなっている。なお、本論文での表面層の脆化というのは、ねじり予ひずみを与えることによって、ポイドに起因する内部き裂が生じるひずみよりも低い引張ひずみで表面き裂が発生することと、同じ寸法の表面き裂がある場合には、予ひずみを受けた場合が処

女状態の場合よりも同じ引張ひずみに対する表面き裂の進展量が大きくなることを意味している。

以上のように破断延性低下の傾向の違いは、破面の様相の変化にも現れていることがわかった。しかしながら、 $\gamma > 1.0$ ではどちらの材料の場合も破面は狼の耳形となる。この場合の破壊の主な起点は、引張過程によって生じる表面層近くのき裂や、ポイドであることが考えられる。したがって、延性低下の主原因としては、破面観察の結果から表面層の脆化であると結論づけられる。70/30 黄銅では炭素鋼のような延性遷移がほとんど生じないのは、70/30 黄銅では脆性破壊が生じにくいことや結晶粒径が大きいことなどが関連していると思われる。

3-3 ねじり予ひずみ γ による引張強さと真破断応力の変化 図9は、ねじり予ひずみ材の引張強さ σ_B (処女材の引張強さ σ_B で無次元化した) と予ひずみ

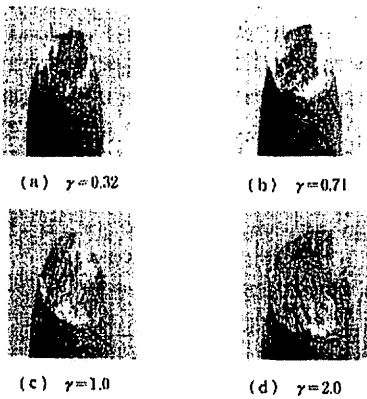


図5 70/30 黄銅の予ひずみ γ による破面の変化

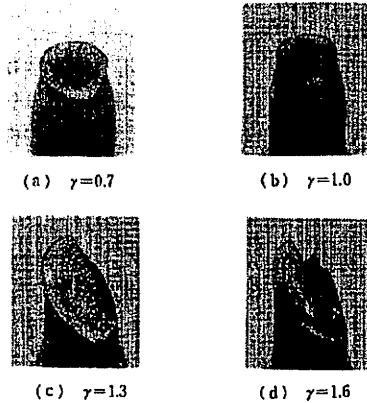


図7 炭素鋼の予ひずみ γ による破面の変化

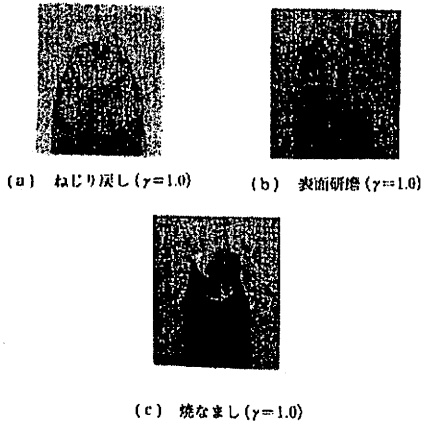


図6 70/30 黄銅の破面写真

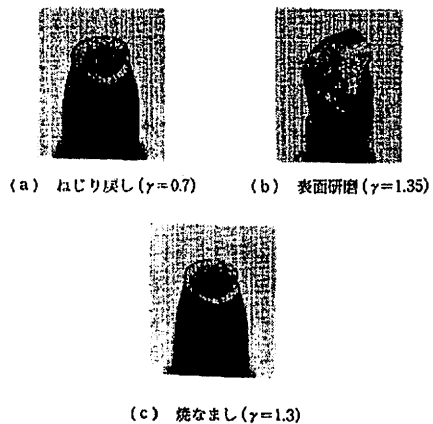


図8 炭素鋼の破面写真

量 γ との関係である。まず、一方向にねじった場合の 70/30 黄銅 (○印) と炭素鋼 (□印) の結果を比較する。70/30 黄銅では、実験範囲内で σ_B は予ひずみ量 γ に対し単調に増加する。それに対し、炭素鋼では $\gamma < 1.0$ までは σ_B は単調に増加するが、 $\gamma \geq 1.0$ ではほぼ一定値を保っている。 σ_B が増加するのは部材の塑性変形による加工硬化に起因するものであると思われる。 $\gamma \geq 1.0$ においては炭素鋼では、引張過程において表面き裂が発生し、試験片がくびれる前に、そのき裂が急激に進展するために σ_B の上昇が抑えられたことが考えられる。つまり、表面き裂の急激な進展は荷重を負担する有効断面積の急激な減少をもたらし、その結果、 σ_B の上昇が抑えられたと考えられる。なお、70/30 黄銅では表面き裂がゆるやかに成長するために図 9 に示す範囲で σ_B は単調に増加したと考えられる。

ねじり戻しを行った場合、70/30 黄銅 (●印) では一方向ねじりの場合 (○印) よりも σ_B が増加する。炭素

鋼 (■印) の場合は一方向ねじりの場合 (□印) とほぼ同様な σ_B の値が得られる。以上の σ_B の変化傾向は、破断延性値 ϵ_f と予ひずみ量の傾向と相関性がある。すなわち、以上の結果から材料の脆化、あるいは加工硬化の度合いに応じて破断延性値 ϵ_f が低下し、引張強さ σ_B が増加することが考察される。そして、 ϵ_f の場合と同様に、 σ_B の変化にも結晶組織の違いの影響が現れていることがわかる。なお、ねじった後に、焼なますと σ_B は 70/30 黄銅 (◎印) ではねじる前の場合と同一であり、炭素鋼 (⊠印) ではねじる前よりも低くなる (このことも、 ϵ_f の傾向と一致する)。また、70/30 黄銅ではねじり戻した場合においては、実質の相当ひずみは 2γ になるので、 σ_B の変化はねじりの向きに依存しない結果になっている。つまり、70/30 黄銅では相当ひずみ γ_0 を用いるとねじり戻しと一方向ねじりの σ_B - γ_0 の関係はほぼ同じになる。

図 10 に、真破断応力 σ_T と破断延性値 ϵ_f との関係を示す。70/30 黄銅の場合は σ_T と ϵ_f との関係がほぼ直線状に分布しており、延性低下に伴って σ_T の値も小さくなっていることがわかる。これは予ひずみ γ の値が大きくなると材質の硬化 (あるいは脆化) により、十分に部材がくびれ三軸応力状態に達する前に表面あるいは内部のき裂またはボイドを起点として延性破壊が進展するためであると思われる。70/30 黄銅の σ_T と ϵ_f のデータ分布が連続的であるのに対して、炭素鋼の場合はカップアンドコーン形で破壊した場合と狼の耳形の破壊の場合とで σ_T と ϵ_f の分布がグループ分けされる。すなわち、 $\gamma > 1.0$ であれば、 σ_T が約 200 MPa 付近の所にデータが集まり、 $\gamma \leq 1.0$ であれば、 σ_T が約 1000 MPa の所にデータが集まっている。これは予ひずみ量による延性の遷移現象と対応する。す

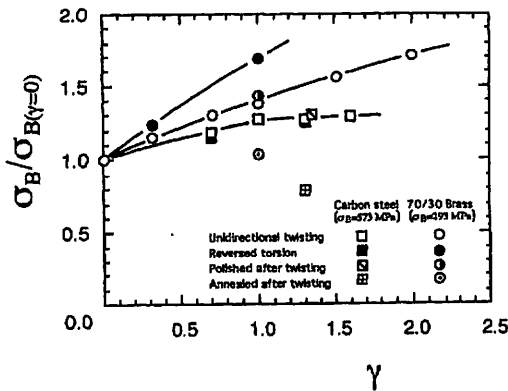


図 9 引張強さ σ_B とねじり予ひずみ γ の関係

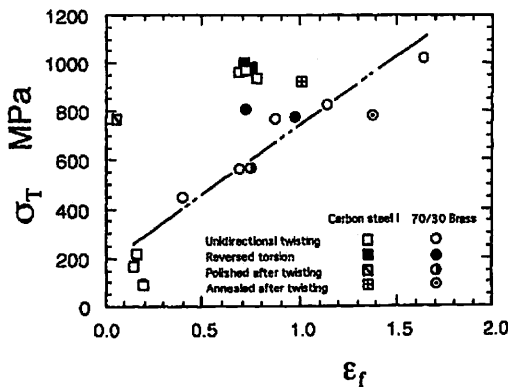


図 10 真破断応力 σ_T と破断延性 ϵ_f の関係

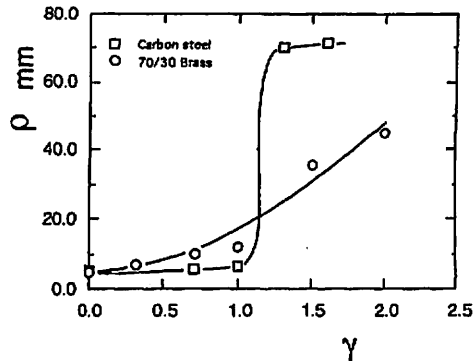


図 11 予ひずみ γ と破断部の曲率半径 ρ の関係 (一方向ねじりの場合)

なわち、 $\gamma \leq 1.0$ では内部からカップアンドコーン形で不安定破壊が生じ、 $\gamma > 1.0$ では表面の脆化した部分から表面き裂が進展するため、破断応力が低くなる。なお、ねじった後に表面を研磨すると炭素鋼では、らせん形の脆性破壊をするため、図中の「印」の点で高応力、低ひずみ側で破壊が生じている⁽⁷⁾。

また、図 11 に示すように破断後に試験片側面の曲率半径 ρ を測った結果、70/30 黄銅では予ひずみ量 γ に対し、 ρ は連続的に変化するが、炭素鋼では $\gamma = 1.0$ 付近で ρ の変化が不連続的になった。

したがって、以上のことからねじり予ひずみ γ によって、機械的性質が変化し、その変化傾向は材料によって異なることがわかった。炭素鋼では、ねじり予ひずみ量 γ によって延性遷移が生じるが、その原因が脆化した表面から引張りによって発生したき裂が進展することであることがわかった。そして 70/30 黄銅では予ひずみ量 γ によって、表面層の材質が劣化しても、炭素鋼ほど極端な表面層の変形能の低下が生じない。そのため破断延性値は γ に対応して徐々に低下する。このような両部材の延性低下傾向は引張強さ σ_n や真破断応力 σ_T の変化傾向そして破断面の様相ともよい相関性があることがわかった。

4. 結 言

結晶構造の異なる 70/30 黄銅と炭素鋼を用いて、ねじり予ひずみによる破断延性低下機構とその主原因について検討した。得られた主な結果は以下のとおりである。

(1) ねじり予ひずみ γ の増加によって破断延性値 ϵ_f が低下していく傾向は、70/30 黄銅と炭素鋼の場合では異なる。70/30 黄銅では、ねじり予ひずみ γ

の増加とともに破断延性値 ϵ_f は徐々に低下していく。これに対して、炭素鋼では $\gamma = 1.0$ 付近で ϵ_f が急激に減少する延性遷移が生じる。また、ねじり戻しによる ϵ_f の値は、炭素鋼では処女材の値近くまで回復するが、70/30 黄銅では回復しない。

(2) 延性低下の主原因は、70/30 黄銅と炭素鋼どちらの場合も表面層に存在する微小き裂ではなく材質の劣化である。

(3) ねじり予ひずみ量 γ に伴う引張強さ σ_n の増加傾向は、70/30 黄銅と炭素鋼では異なる。70/30 黄銅では、 γ の増加に伴い σ_n はほぼ直線的に大きくなる。ねじり戻しを行うと同じ予ひずみ量 γ を一方向にねじった場合よりも σ_n の値は高くなる。炭素鋼では、延性遷移を生じる $\gamma = 1.0$ までは σ_n は増加していくが、 $\gamma = 1.0$ では σ_n はほぼ一定値をとる。また、ねじり戻す場合とねじり戻さない場合とで σ_n の変化傾向は変わらない。

最後に本研究に対してご討論いただいた琉球大学工学部、兼城英夫教授ならびに実験を手伝っていただいた琉球大学学生、金武良和君に感謝申し上げる。

文 献

- (1) Swift, H. W., *J. Iron Steel Inst.*, 140-181(1939), 211.
- (2) Backofen, W. A., はか 2 名, *Trans. ASM*, 46(1954), 655.
- (3) 大森, 機械の研究, 38-11(1986), 1287.
- (4) Rockey, K. C., *Int. Mech. Sci.*, 9(1967), 767.
- (5) 大路・ほか 4 名, 機論, 39-322(1973), 1727.
- (6) 大路・ほか 2 名, 日本金属学会誌, 41-2(1977), 130.
- (7) 真壁・ほか 3 名, 機論, 56-525, A(1990), 1091.
- (8) 村上・ほか 2 名, 機論, 50-457, A(1984), 1574.
- (9) 森野・ほか 3 名, 機論, 59-567, A(1993), 2540.
- (10) 小坂田・ほか 2 名, 機論, 49-440, A(1983), 530.
- (11) 村上・ほか 2 名, 機論, 51-472, A(1985), 2721.