

論 文

UDC 539.4.096 : 539.4.014 : 669.15'3-129

Fe-Cu 合金の低温靱性と予ひずみの効果*

浜野 隆一**・津谷 和男***

Prestrain and Its Effect on Low Temperature Toughness of Fe-Cu Alloys

Ryuichi HAMANO and Kazuo TSUYA

Synopsis:

Slow bend test for standard Charpy V notched specimens and tensile test for notched small specimens (30 mm×4 mm×1 mm), were carried out over a range of low temperatures to investigate the effect of prestrain on the low temperature toughness of Fe-Cu alloys by changing the quantity of prestrain and prestraining temperatures.

Prestraining of 1 to 6% at room temperature increased ratio of fracture stress (σ_F) to 0.2% offset stress ($\sigma_{0.2}$) over 1 at 143 K for notched tensile specimens of aged Fe-1.7%Cu alloy (650°C×25 h) and the prestrained notched specimens were cleaved after macroscopically plastic deformation. Any prestrain at 153 K, however, decreased the ratio of σ_F to $\sigma_{0.2}$ to less than 1 at 143 K and the specimens were cleavage fractured with macroscopically elastic deformation. Energy transition temperature in slow bend test of Fe-1.1%Cu alloy of as solution-treated did not change with 4% prestrain at room temperature but increased 77 K with 40% cold roll at 273 K. Energy transition temperature of aged Fe-1.1%Cu alloy (650°C×25 h), however, decreased 25 K with 4% prestrain at room temperature but increased 30 K with 40% cold roll at 273 K.

1. 緒 言

b. c. c 鉄または鋼の延性・靱性は冷間加工¹⁾または冷間加工後の回復処理によつて改善される²⁾. その理由として, 安定な転位組織, 結晶粒の微細化, または結晶粒の形状変化, 析出物の均一分散化があげられている.

一方, 冷間加工は鋼の遷移温度を上昇させ³⁾, 静的・動的 K_{IC} にあまり影響しない⁴⁾ との報告もなされている.

このように, 冷間加工 (あらかじめ変形) と鋼の強靱性との関係は各鋼種によつて異なり, 必ずしも明白になっていない.

本研究は鋼の強靱性におよぼす基地鉄の転位分布および転位と析出粒子の相互作用の効果を明らかにすることを目的とする研究の一部をなしており, 種々の予ひずみ組織の低温靱性におよぼす影響を検討した. 低温における強靱性の評価のために, Vノッチ標準シャルピー試験片の静的3点曲げ試験および切欠付き小型引張試験片を用いた引張試験を行った. 供試材としては, 前報⁵⁾と同様に, 時効現象の明白な Fe-Cu 合金を選んだ.

2. 実験方法

電解鉄と無酸素銅を高周波真空溶解炉で 17 kg 溶製し, 1080°C×2h の加熱後熱間圧延および冷間圧延を行い, 1.2 および 15 mm 厚みの板を得た. 供試材の化学組成を Table 1 に示す. 1.2 mm の板からは平行部の長さ 30 mm, 幅 4.0 mm 厚さ 1.0 mm の引張試験片を作成した. また, 15 mm の板からは V ノッチ標準シャルピー試験片 (JIS 4 号) を作成した.

2.1 小型引張試験

Fe-1.7%Cu 合金の小型引張試験片 (結晶粒径 150 μ) を 840°C×4h の溶体化処理後 700°C×25h の時効処理した. 時効処理後, 供試材を室温および 153K に冷却保持してインストロン型引張試験機を用いて, 3.3×10⁻⁴s⁻¹ のひずみ速度で 10% までの引張予ひずみを与え, ただちに, 77K に冷却した. 種々の予ひずみ付与後室温にて放電加工を行い, 0.05 mm 半径の片側切欠きを導入した. そして, 本供試材の小型引張試験片に低応力破壊が生じるかどうかを検討するために, 切欠き長さを種々に変化させた. Fig. 1 は小型引張試験片 (Fe-

* 昭和 53 年 7 月 7 日受付 (Received July 7, 1978)

** 金属材料技術研究所 (National Research Institute for Metals, 2-3-12 Nakameguro Meguro-ku 153)

*** 金属材料技術研究所 (National Research Institute for Metals)

Table 1. Chemical composition of specimens (wt%)

Cu	Mn	Si	S	P	C	
1.08	0.001	0.005	0.004	0.001	0.012	For bending test
1.71	0.001	0.008	0.004	0.001	0.011	For tensile test

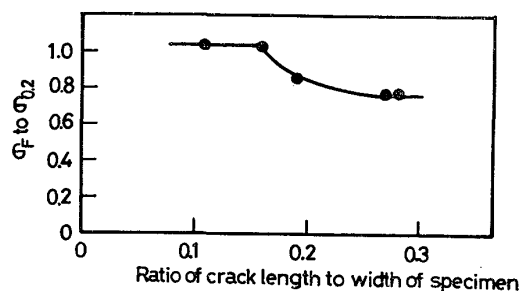


Fig. 1. Ratio of tensile fracture stress (σ_F) to 0.2% proof stress ($\sigma_{0.2}$) of aged Fe-1.7%Cu alloy ($700^\circ\text{C}\times 25\text{ h}$) at 143K as a function of ratio of notch depth to tensile specimen width.

1.7%Cu 合金の $700^\circ\text{C}\times 25\text{ h}$ 時効材)の破断応力と降伏応力の比 ($\sigma_F/\sigma_{0.2}$) と切欠き長さ (a) と試験片幅 (W) の比の関係を示す. a/W が約 0.2 以上であれば本供試材に低応力破壊が発生する. 本研究ではすべての小型引張試験片の a/W は 0.28 とした.

所定の切欠きを導入後, 77 K までの温度にて引張試験を行った. 引張試験は $3.3\times 10^{-3}\text{ s}^{-1}$ のひずみ速度で行った. 試験片の冷却には液体窒素および液体窒素+2メチルブタンを冷媒として用いた.

2.2 小型引張試験片と標準シャルピー衝撃試験結果の比較

種々の熱処理を受けた Fe-Cu 合金の低温靱性の相対的評価が小型片側切欠付引張試験片によつて可能かどうかの検討を行うため, 同一条件で熱処理した V ノッチ標準シャルピー試験片の試験結果との比較を行った. Fig. 2 は Fe-1.7%Cu 合金の溶体化処理材および 700°C での時効処理材 (10 min, 1 h, 5 h, および 25 h) についての両試験方法から求めた遷移温度の比較を示す. ここに, 引張試験片の遷移温度は破断応力 (σ_F) と全面降伏応力 (σ_{GY}) が等しい温度 (T_D) およびシャルピー衝撃試験での遷移温度はエネルギー遷移温度 (vT_E) とした. なお小型切欠き引張試験では全面降伏応力は平滑材の 0.2% 耐力 ($\sigma_{0.2}$) とほぼ同一の値を示す (Fig. 5 参照) ので本実験では $\sigma_{GY}=\sigma_{0.2}$ とした. 本図から切欠き引張試験での T_D とシャルピー衝撃試験での vT_E とはよい対応関係を示し, 本供試材の脆性挙動を調べるうえで片側切欠き引張試験片を用いた引張試験は簡便な方法と

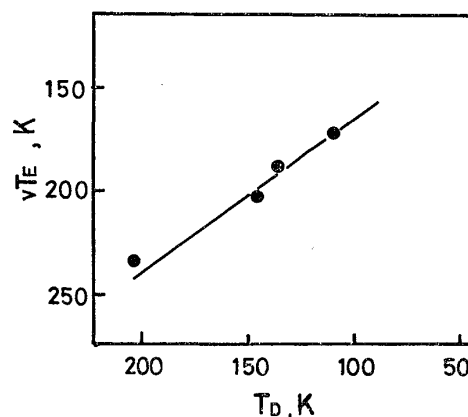


Fig. 2. Energy transition temperature in V notch Charpy test vs. transition temperature in tensile test for Fe-1.7%Cu alloy aged for various hours (from 0 to 25 h) at 700°C .

考えられる.

2.3 曲げ試験

Fe-1.1%Cu 合金の熱間圧延材を $840^\circ\text{C}\times 4\text{ h}$ の溶体化および $650^\circ\text{C}\times 25\text{ h}$ の時効処理をして供試材とした. 溶体化材および時効材から曲げ試験片 ($10\text{ mm}\times 10\text{ mm}\times 55\text{ mm}$) を切り出し, 室温で 4% の引張予ひずみを与え, ただちに液体窒素に冷却した. また, 溶体化材および時効材に約 40% の冷間圧延を施した. 冷間圧延時の温度上昇を防ぐため, 1パス圧延ごとに供試材を氷水にて冷却した. 圧延終了後に所定の曲げ試験片を切り出し, 液体窒素にて冷却した. 種々のひずみ付与後供試材に 0.25R, 深さ 2 mm の V ノッチ切欠きを導入した. 切欠き加工中の温度上昇を防ぐために供試材を液体窒素ガスにて冷却しながら機械加工を行った. 切欠き加工に要した時間は約 3 min 以内であり, 試験片内部の温度は 210 K 以下に保たれた.

静的 3 点曲げ試験をインストロン型試験機にて, 0.5 mm/min のクロスヘッド速度で行った. 自動的に液体窒素ガスの流量を調整することにより, 曲げ試験片を 93 K まで冷却した. 荷重の測定, およびクリップゲージによる切欠きの開口変位量の測定を行った.

3. 実験結果および考察

3.1 小型引張試験結果

Fig. 3 は Fe-Cu 合金の時効材 ($700^\circ\text{C}\times 25\text{ h}$) に室

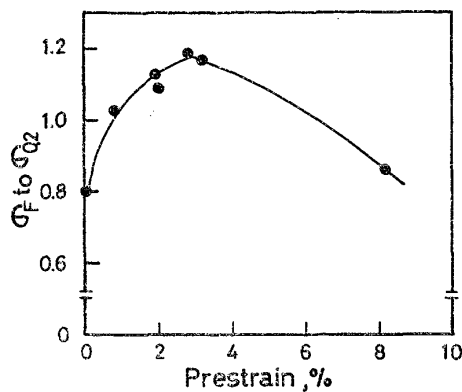


Fig. 3. Ratio of tensile fracture stress (σ_F) to 0.2% proof stress ($\sigma_{0.2}$) at 143 K as a function of prestrain at room temperature for aged Fe-1.7%Cu alloy ($700^\circ\text{C} \times 25 \text{ h}$).

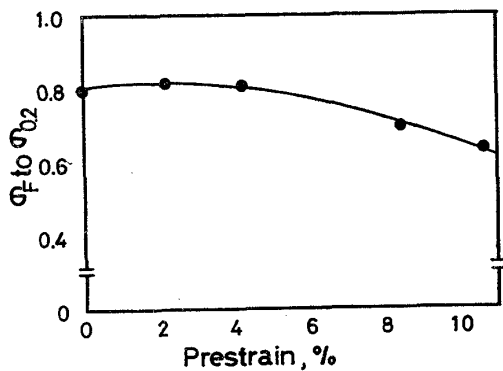
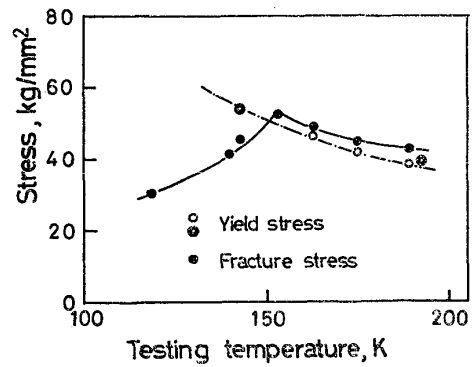


Fig. 4. Ratio of tensile fracture stress (σ_F) to 0.2% proof stress ($\sigma_{0.2}$) at 143 K as a function of prestrain for aged Fe-1.7%Cu alloy ($700^\circ\text{C} \times 25 \text{ h}$) prestrained at 153 K.

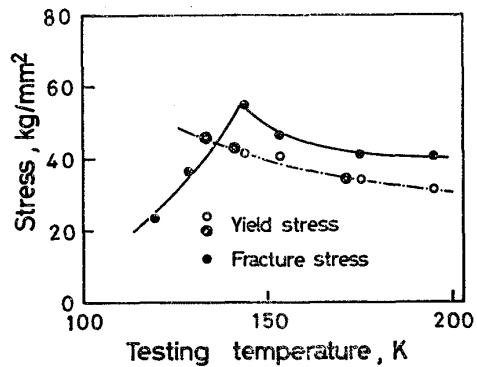
温で所定の引張予ひずみを付与し、77 K に冷却したのち切欠きを導入し、ただちに 143 K にて引張試験を行つて求めた破断応力 (σ_F) と 0.2% 耐力 ($\sigma_{0.2}$) の比と予ひずみ量との関係を示す。 $\sigma_F / \sigma_{0.2} < 1$ では巨視的には弾性荷重下で破壊するのに対し、 $\sigma_F / \sigma_{0.2} > 1$ では巨視的に塑性変形したのちに破壊する。室温予ひずみの少ない領域では、Fe-Cu 合金時効材の $\sigma_F / \sigma_{0.2}$ は 1 よりも大きくなる。

Fig. 4 は Fe-Cu 合金の時効材 ($700^\circ\text{C} \times 25 \text{ h}$) に 153 K で所定の引張予ひずみを付与後 77 K に冷却し、切欠きを導入し、ただちに 143 K で引張試験を行つて求めた $\sigma_F / \sigma_{0.2}$ と予ひずみ量との関係を示す。153 K での予ひずみの付与は室温予ひずみ付与の場合と異なり、供試材の $\sigma_F / \sigma_{0.2}$ は 1 よりも小さく巨視的に弾性状態で破断する。

Fig. 5 (a) および (b) は、それぞれ、Fe-Cu 合金の時効材 ($700 \times 25 \text{ h}$) および室温で 2% の予ひずみを



(a)



(b)

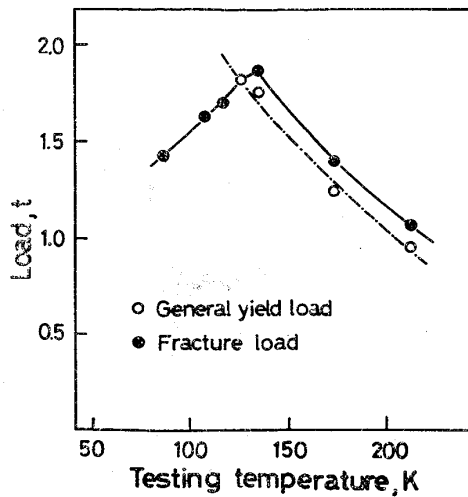
Fig. 5. Variation of 0.2% proof stress and fracture stress for notched tensile specimens of aged Fe-1.7%Cu alloy ($700^\circ\text{C} \times 25 \text{ h}$) with temperature. a) Unprestrained, and b) Prestrained 2% at room temperature. \circ denotes 0.2% proof stress for unnotched specimens, and \bullet for notched specimens.

付与した時効材 ($700^\circ\text{C} \times 25 \text{ h}$) に切欠きを導入し、種々の温度で引張試験して求めた破断応力ならびに耐力の温度依存性を示す。平滑試験片による耐力もあわせて示した。時効処理後少ない室温予ひずみを付与すると供試材の遷移温度 (T_D) が低下する。

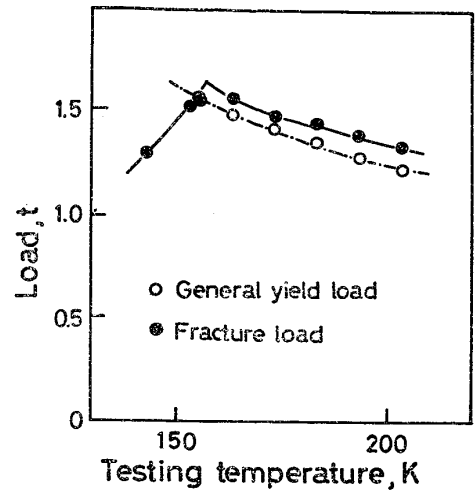
3.2 静的曲げ試験結果

Fig. 6 は種々の予ひずみ (0, 4 および 40%) を与えた Fe-Cu 合金の時効材 ($650^\circ\text{C} \times 25 \text{ h}$) の 3 点曲げ試験結果を示す。本供試材の遷移温度は破断荷重が全面降伏荷重と一致する温度 (T_D) とした。予ひずみを与えない時効材では T_D は 125 K を示すが、4% の予ひずみを付与すると 100 K に低下する。一方、40% の圧延予ひずみを付与した時効材の T_D は 155 K となる。少ない引張予ひずみ付与により時効材の低温靱性が改善される。

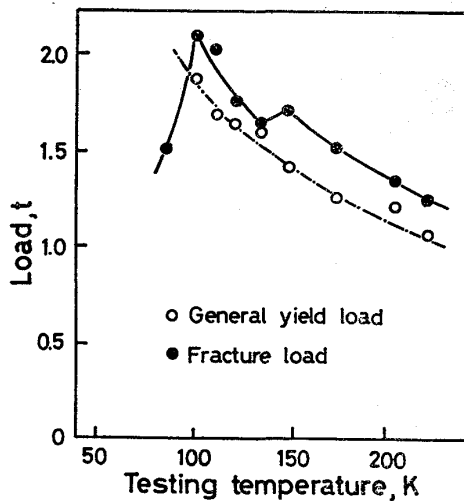
Table 2 は種々の予ひずみを与えた溶体化材および前述の時効材の静的 3 点曲げ試験結果から求めた T_D を示



(a)



(c)



(b)

Fig. 6. Variation of general yield stress and fracture stress in slow bend test of standard Charpy V notched specimens (CVN specimens) of aged Fe-1.1%Cu alloy (650°C × 25 h) with temperature. a) unprestrained, b) prestrained 4% at room temperature, and c) cold rolled 40% at 273 K.

Table 2. Transition temperature (K) of Fe-1.1%Cu alloy as solution treated and aged after solution treatment, both of which are prestrained 4% at room temperature or cold rolled 40% at 273 K.

	Prestrain quantity (%)		
	0	4	40
As solution treated (840°C × 4h)	104	100	181
Aged (650°C × 25h)	125	100	155

す。e-Cu 粒子を含まない溶体化材の場合は、時効材に認められる少ない引張予ひずみによる T_D の低下現象は認められず、予ひずみを付与しない供試材とほぼ同一の T_D を示す。溶体化材に 40% の冷間加工を施すと T_D は著しく増加する。この冷間加工による遷移温度の上昇は時効材よりも溶体化材の場合が顕著である。

Fig. 7 は種々の予ひずみを受けた Fe-Cu 合金の溶体化材および時効材 (650°C × 25 h) の破断にいたるまでのクリップゲージ開口変位量 (CGD) を示す。溶体化材では 4% の引張予ひずみ付与の場合の CGD は予ひずみを付与しない場合に比べて変化しないが、40% の冷間加工を施すと、CGD は大幅に低下する。そして、明瞭な CGD が認められる温度は高温側に移行する。一方時効材の CGD は 4% の引張予ひずみの付与により増加する。また、40% の冷間加工の場合、時効材の CGD は溶体化材の CGD よりも大きな値を示す。

Fig. 8 は種々の予ひずみを与えた Fe-Cu 合金の溶

体化材および時効材 (650°C × 25 h) の静的 3 点曲げ試験後に求めた供試材の横ひろがり (lateral expansion, 圧縮側領域での厚さの変化率) の温度依存性を示す。溶体化材の横ひろがり は 4% の引張予ひずみによりほとんど変化しないが、40% の冷間加工により大幅に減少し、顕著な横ひろがり が認められる領域は高温側に移行する。時効材の横ひろがり は 4% の引張予ひずみ付与により増加し、40% の冷間加工により減少する。その減少の仕方は溶体化材の場合に比べて少ない。

3.3 破面単位とフラグトグラフ

前述までに、引張および曲げ試験から求めた遷移温度 (T_D) と予ひずみの関係は溶体化材の場合と時効材の場合とで異なることを示した。

鋼の遷移温度はフェライト結晶粒径 (d_{ferrite}) によって変化する。静的 3 点曲げ試験後の破面から破面単位

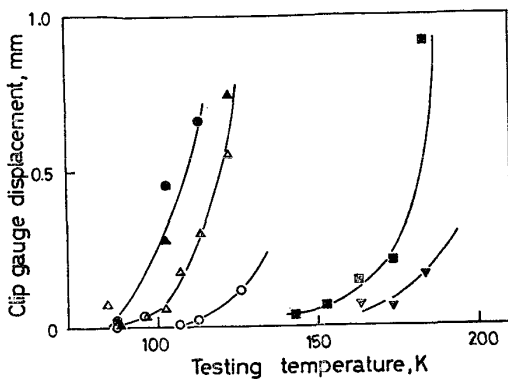


Fig. 7. Variation of clip gauge displacement in slow bend test of standard CVN specimens of Fe-1.1%Cu alloy as solution treated (\triangle \blacktriangle \blacktriangledown) and aged ($650^{\circ}\text{C}\times 25\text{ h}$, \circ \bullet \blacksquare) with temperature. \circ \triangle : unprestrained, \bullet \blacktriangle : prestrained 4% at room temperature and \blacksquare \blacktriangledown : cold rolled 40% at 273 K.

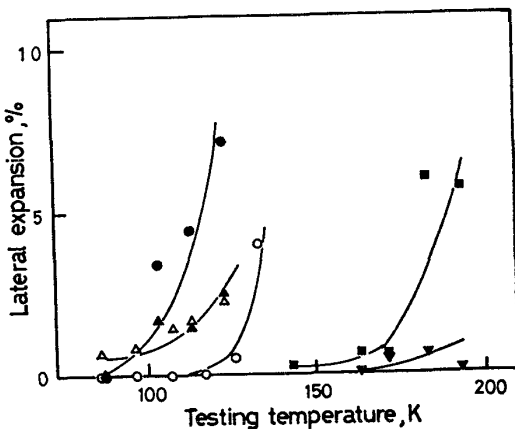


Fig. 8. Variation of lateral expansion in slow bend test of standard CVN specimens of as solution treated Fe-1.1%Cu alloy and aged Fe-1.1%Cu alloy ($650^{\circ}\text{C}\times 25$) with temperature. The meaning of the symbols is the same as in Fig. 7.

(d_{fract})を求めると予ひずみを与えない時効材では $d_{\text{fract}} \approx 1.3 d_{\text{ferrite}}$, 4%の引張予ひずみを与えた時効材では $d_{\text{fract}} \approx 1.2 d_{\text{ferrite}}$ で破面単位はフェライト結晶粒よりやや大きいことが知られた。また、小型引張試験片の破面から破面単位を求めると、室温予ひずみ (0~10%) および 153K で予ひずみ (0~10%) を与えた時効材の破面単位はそれぞれ $d_{\text{fract}} \approx 1.2 \sim 1.5 d_{\text{ferrite}}$ および $d_{\text{fract}} \approx 1.0 d_{\text{ferrite}}$ で、曲げ試験の場合と同様に、予ひずみ付与によつて破面単位は変化せず、ほぼフェライト結晶粒より大きい、同程度であることがわかった。したがつて本供試材の遷移温度は破面単位のみでは説明ができた

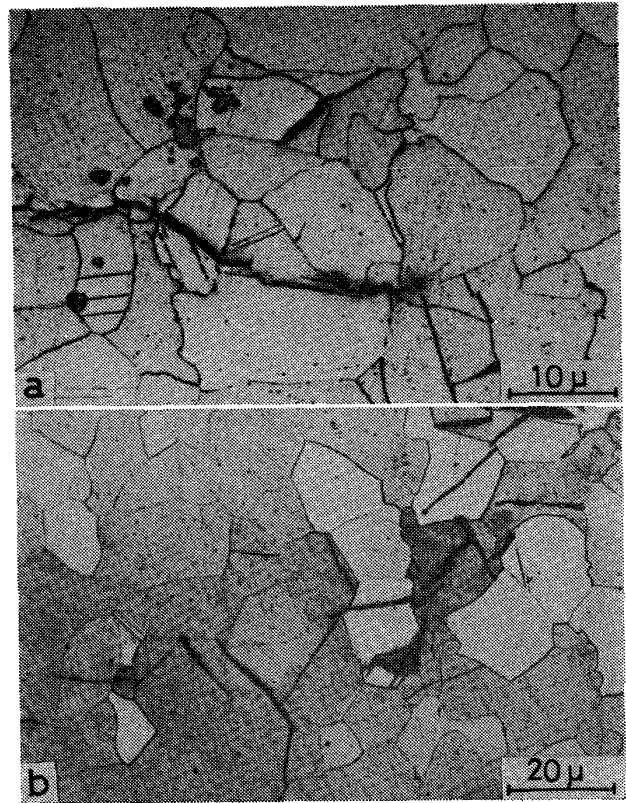


Photo. 1. Secondary microcracks below main fracture surface of aged Fe-1.1%Cu alloy ($650^{\circ}\text{C}\times 25\text{ h}$), slow bended. a) unprestrained, and b) prestrained 4% at room temperature.

い。

Photo. 1 は予ひずみを与えない場合および室温で4%の予ひずみを与えた場合の時効材の静的3点曲げ試験後の破面近傍の組織を示す。いずれの供試材でも破面近傍に2次き裂が認められ、その長さはほぼフェライト結晶粒の2倍程度である。このことから、予ひずみを付与してもフェライト結晶粒がへき開破壊の組織上の基本単位であると考えられる。

Photo. 2 は予ひずみを与えない場合および室温で4%の予ひずみを与えた場合の時効材の静的3点曲げ試験後の切欠き近傍の破面を示す。予ひずみを与えない時効材は 126K で、4%の予ひずみを付与した時効材は 113K で試験した。予ひずみを与えない時効材では切欠底直下にへき開破面が認められるのに対し、4%の予ひずみを付与した時効材では切欠底部にストレッチゾーンが存在する。また、へき開破面に認められるリバーパターンには予ひずみ条件の違いによる差異は認められない。

3.4 へき開応力と有効表面エネルギー

破壊が全面降伏と同時に起こる場合には、破壊応力 (σ^*) は EWING⁶⁾ によりミーゼスの降伏条件を仮定する

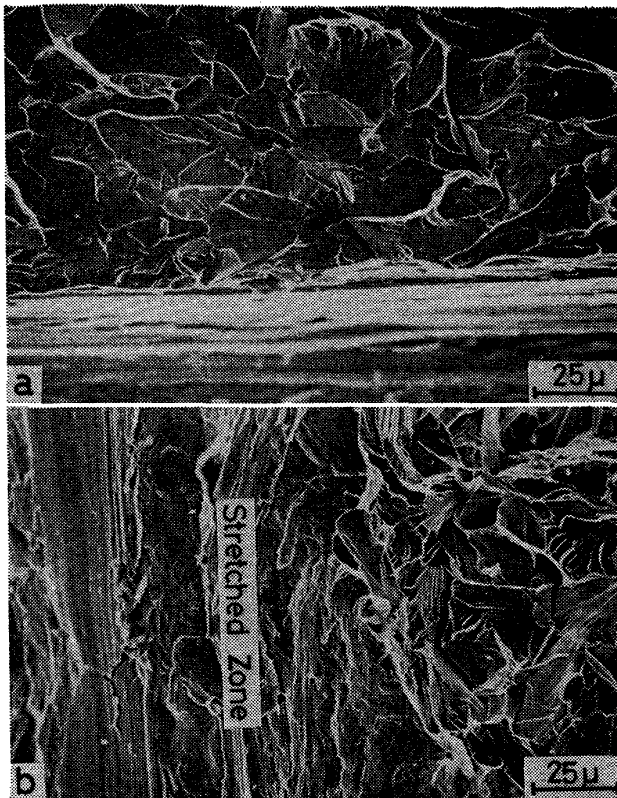


Photo. 2. Fractographs of fracture surfaces adjacent to the notch of specimens of Fe-1.1%Cu alloy prestrained 4% at room temperature after aged for 25 h at 650°C, after slow bend tested at a) 150 K and b) 113 K.

と、 $\sigma^* = 2.24\sigma_y$ として求められる。ここに、 σ_y は降伏応力を表わす。本式から σ^* を求めると、予ひずみを与えない時効材の場合には 130.0 kg/mm²、4.0% の予ひずみを与えた時効材の場合には 146.0 kg/mm² となり、GROOM⁹⁾ らの示しているように、へき開破壊応力は予ひずみを付与すると増加する。

前述のように、予ひずみ付与の条件に関係なく破面単位がほぼ同一で、またへき開破面の様相に差異が認められないにもかかわらず、へき開破壊応力が増加する事実は、本供試材に関する限り、あらかじめ与えられた転位組織の静的曲げ試験中の挙動によるものと考えられる。

σ^* に関して従来から 2 つの考え方が示されている。1 つは、COTTRELL⁷⁾ によるもので、不安定破壊の限界条件 (critical stage) は大きさ d の基本単位内でのき裂の成長であるとする。この考え方によれば破壊応力は

$$\sigma^* = \frac{4\mu\gamma}{k_y} d^{-1/2}$$

ここに、 μ は剛性率、 k_y は Petch の常数、 γ は有効表面エネルギー。他の 1 つは基本的単位から相隣次の基本単位へのき裂の伝播を不安定破壊の条件とする

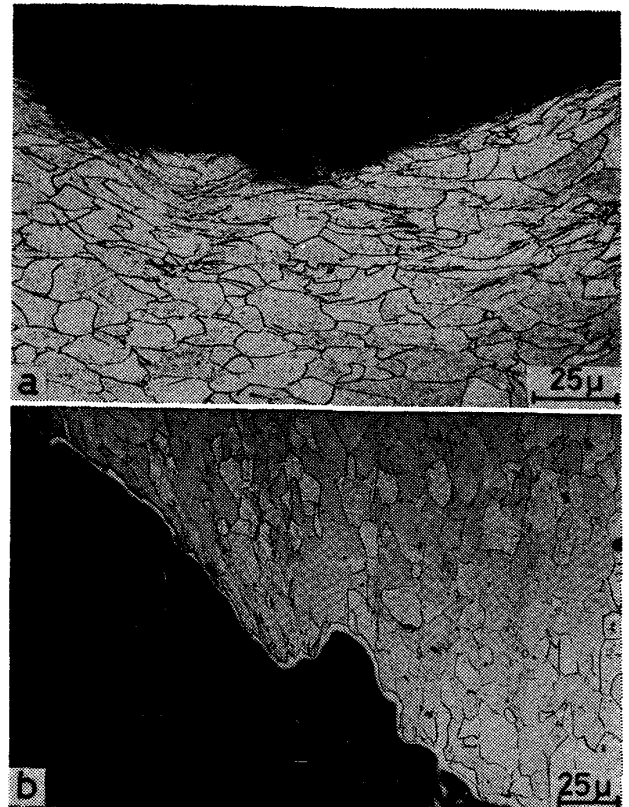


Photo. 3. Scanning electron micrographs of fracture surfaces of specimens of aged Fe-1.1%Cu alloy (650°C×25) slow bend tested. a) unprestrained, and b) prestrained 4% at room temperature.

GRIFFITH-OROWAN⁸⁾ の考え方である。この考え方によれば破壊応力は、

$$\sigma^* = \sqrt{\frac{4E\gamma}{(1-\nu^2)d}}$$

ここに、 E はヤング率、 ν はポアソン比、 γ は有効表面エネルギー。前者の考え方は降伏応力の結晶粒度依存性にもとづいている。本供試材では、予ひずみを付与すると、時効材の降伏応力 (0.2% 耐力) の結晶粒度依存性が消失する⁹⁾ ので、前者の考え方は適用できないと思われる。また、破面底部に 2 次き裂が存在していることは後者の考え方の適用の妥当性を示しているものと考えられる。GRIFFITH-OROWAN の式から γ を求めると、予ひずみを与えない時効材では 41.5 J/m²、4% の予ひずみを付与した時効材では 57.5 J/m² となる。

3.5 切欠き底部の塑性変形挙動および破壊挙動におよぼす室温予ひずみ付与の影響

予ひずみを与えずに 113K で曲げ試験を行うと、Fe-1.1%Cu 合金の時効材は全面降伏以下の荷重でへき開破壊する。このへき開破壊は引張応力成分が破壊応力 σ^* (130 kg/mm²) に達した時に切欠き底部の弾塑性境界近傍から生じるものと考えられる。

室温予ひずみを与えた Fe-1.1%Cu 合金の時効材の切欠先端に生じる塑性流動の様相を Photo. 3 に示す。時効材に室温で 4% の予ひずみを与えたのち 150K で 5° の曲げ試験を行い除荷した場合 (a), および 113K で曲げ試験を行い破断させた場合 (b) の切欠き底部の組織である。切欠き先端部で結晶粒が引き伸ばされ、かなりの塑性変形 ((a) の場合約 30%, b) の場合約 40%) が起こっている。

3 点曲げの塑性拘束係数を剛塑性体近似¹⁰⁾ で求めると、4% の予ひずみを付与した時効材を 113K で試験した場合 1.29 である。したがって、予ひずみ付与により切欠底部にかなりの塑性変形が認められても巨視的には平面ひずみ状態で変形しているものと考えられる。

そして、4% の予ひずみを付与し、113K で曲げ試験を行うと、時効材は全面降伏後へき開破壊し、切欠底にはストレッチゾーンが観察される。予ひずみを付与すると、この試験温度では割れ発生がかなり困難で、割れ発生条件が応力基準¹¹⁾ からひずみ基準¹²⁾ に移行していることを予想させる。すなわち、3 軸性の最も強い塑性変形領域で結晶粒径程度の大きさのマイクロクラックが発生し、塑性変形量が限界値 ϵ^* に達すると、マイクロクラックは隣接する結晶粒界を伝播し、最終的に供試材がへき開破壊するものと考えられる (3.4 節参照)。

Griffith ら¹³⁾ の FEA (有限要素解析) によれば、最大の引張応力場はほぼ切欠半径 (ρ) の 2.5 倍の切欠き前方にある。この最大引張応力場に結晶粒径程度のマイクロクラックが発生したとすると、このマイクロクラック先端の開口変位量 (COD)¹⁴⁾ は、

$$\delta_{crit} = 0.49 \frac{K_m^2}{\sigma^* \cdot E}$$

ここに、 K_m はマイクロクラック先端の応力拡大係数で $K_m \approx \sigma^* \sqrt{2\pi d}$ 程度と考えられ、予ひずみを付与した時効材では、 $K_m \approx 30 \text{ kg} \cdot \text{mm}^{-3/2}$ である。そして、このマイクロクラックの開口変位によるひずみが隣接する結晶粒に均一に分布しているとする、その平均ひずみ (ϵ_{yy}) は、

$$\epsilon_{yy} \geq \frac{\delta_{crit}}{2d} \approx 1.3\%$$

つぎに、Vノッチ切欠き先端のひずみ分布を求める。室温予ひずみ (4%) を与えた時効材の 113K における COD は回転因子を 3 とすると、 $\text{COD} = 0.204 \text{ mm}$ となる。Vノッチシャルピー試験片の切欠き底部のひずみ (ϵ_{root}) が切欠き直径 2ρ の小型試験片に分布しているとする、

$$\epsilon_{root} = \frac{\text{COD}}{2\rho} = 0.40$$

切欠き先端から 2.5ρ の個所のひずみ $\epsilon_{2.5\rho}$ は、Griffith ら¹³⁾ の FEA の結果にもとづけば

$$\epsilon_{2.5\rho} = \frac{\epsilon_{root}}{4x} = 0.04$$

ここに、 x は切欠き底からの距離で、切欠き半径を単位として示す。Wilshaw¹⁵⁾ にしたがえばほぼ 2.9% に相当する。 $\epsilon_{2.5\rho}$ は ϵ_{yy} とおおよそ同程度なので、最大引張応力場で生じたマイクロクラックは隣接する結晶界を伝播して、最終的に不安定破壊する可能性がある。すなわち、室温で 4% のひずみを与えると、供試材がへき開破壊するためには、切欠き底部にかなりの塑性変形が必要になると考えられる。

一方、Clausing¹⁶⁾ は軸対称丸棒の延性、平面ひずみ延性および Vノッチシャルピーの靱性を 7 鋼種 (降伏強さ: 39~248 ksi) について室温で調べた。そして、Vノッチシャルピー試験片の切欠き底近傍の延性 (破断ひずみ) は平面ひずみ引張延性に等しいことを示した。また、Barsom ら¹⁷⁾ は平面ひずみの引張延性の温度依存性はシャルピー試験片の横ひろがり (lateral expansion) の温度依存性と類似していること、 K_{Ic} の温度依存性は平面ひずみ引張延性の温度依存性とときわめて類似していることを示した。

このように、Fe-1.1%Cu 合金の時効材の低温靱性が室温予ひずみ付与により改善される理由として、切欠底部の塑性変形の増加が考えられる。前報⁵⁾ では、室温予ひずみ付与による低温延性改善の効果を薄板引張試験片 (1 mm × 4 mm × 30 mm) を用いて検討した。その改善効果の理由として、1) 室温予ひずみによつて与えられる転位組織が変形中の転位の交差すべりを容易にすること、および 2) 時効処理により析出した ϵ -Cu 粒子が室温予ひずみにより与えられる転位組織を安定にするためと考えられた。しかし、平面ひずみ条件下での低温延性におよぼす室温予ひずみの影響は明瞭でない。しかしながら、Fig. 8 に示すように、曲げ試験片の横ひろがり (lateral expansion) が室温予ひずみ付与により、時効材の場合には増加し、溶体化材の場合にはほとんど変化しないことから、平面ひずみ状態のもとでも室温予ひずみの付与は前述と類似した理由で低温延性を改善すると考えられる。

時効材の有効表面エネルギーが室温予ひずみ付与により増加することを 3.4 節で示した。マイクロクラック先端で、有効表面エネルギーは、 $\gamma \propto f(\sigma_y \cdot \delta_{crit})$ なので、前述と同様の理由で、 γ は室温予ひずみ付与により増加するものと考えられる。

4. 結 論

Fe-Cu 合金の引張および曲げ試験を行つて低温靱性におよぼす予ひずみの影響を調べた結果次のことが明らかとなつた。

引張試験について;

1) 時効材 (700°C×25h) に予ひずみを室温で 1~6% 与えると, 143K における供試材の破断応力 (σ_F) と降伏応力 ($\sigma_{0.2}$) の比は 1 よりも大きくなり, 巨視的に塑性変形してからへき開破断する。時効材に 153K で予ひずみ (約 10% まで) を与えると, 143K における供試材の $\sigma_F/\sigma_{0.2}$ は予ひずみ量とともに 1 以下に減少し巨視的に弾性荷重下で破断する。

曲げ試験について;

2) 溶体化材に室温で 4% の予ひずみを与えた場合, 供試材の遷移温度は変わらないが, 40% の冷間加工を施すと遷移温度は 77K 上昇する。

3) 時効材に室温で 4% の予ひずみを与えた場合, 供試材の遷移温度は 25K 低下するが, 40% の冷間加工を施すと遷移温度は 30K 上昇する。

4) 室温で 4% の予ひずみを与えると, 時効材の切欠延性 (横ひろがり) が増加する。

5) へき開破面単位はフェライト結晶粒により支配され, 予ひずみを付与しても変化しない。

文 献

1) H. J. RACK: Mater. Sci. Eng., 9 (1972), p. 175

- 2) J. L. JELLISON and N. S. STOLOFF: *ibid*, 12 (1973), p. 35
- 3) J. D. G. GROOM and J. F. KNOTT: *Metal Sci.*, 9 (1975) p. 390
- 4) 布村成具, 福原吉和, 中代雅士: 鉄と鋼, 61 (1975), S-753
- 5) 浜野隆一, 津谷和男: 鉄と鋼, 64 (1978), p. 1723
- 6) D. J. F. EWING: *J. Mech. Phys. Solids*, 16 (1968), p. 267
- 7) A. H. COTTRELL: *Trans. AIME.*, 212 (1958), p. 192
- 8) E. OROWAN: *Rep. Progress Physics*, 12 (1948) p. 185
- 9) 浜野隆一, 津谷和男: 鉄と鋼, 64 (1978), p. 779
- 10) A. P. GREEN and B. B. HUNDY: *J. Mech. Phys. Solids*, 4 (1956), p. 128
- 11) R. O. RITCHIE, J. F. KNOTT, and J. R. RICE: *J. Mech. Phys. Solids*, 21 (1973), p. 395
- 12) A. S. TETELMAN and T. R. WILSHAW: *Fracture 1969. Proc. Second Intern. Conf. on Fracture*, edited by P. L. PRATT, p. 219 [Chapman and Hall, London]
- 13) J. R. GRIFFITHS and D. R. J. OWEN: *J. Mech. Phys. Solids*, 19 (1971), p. 419
- 14) J. F. KNOTT: *Metal Sci*, 9 (1975), p. 445
- 15) T. R. WILSHAW: *JISI*, 204 (1966), p. 936
- 16) D. P. CLAUSING: *Int. J. Fract. Mechanics*, 6 (1970), p. 71
- 17) J. M. BARSOM and S. T. ROLFE: *Eng. Fract. Mechanics*, 2 (1971), p. 341