

UDC 539.55 : 669.15'3-194.2 : 548.4 : 539.37 : 621.785.7

論 文

Fe-Cu 合金の低温延性におよぼす引張予ひずみの影響*

浜 野 隆 一**・津 谷 和 男***

Effect of Tensile Prestrain on Low-Temperature Ductility of Fe-Cu Alloy

Ryuichi HAMANO and Kazuo TSUYA

Synopsis:

The effect of prestrain on the low-temperature ductility of Fe-1.83%Cu alloy was investigated as a function of prestrain temperature, prestrain quantity, and tensile testing temperature.

Ductility of solution-treated Fe-1.83%Cu alloy at 77K decreased about 20% with increasing prestrain at room temperature, whereas, ductility of aged Fe-1.83%Cu alloy (25 h at 700°C) increased about 10% at 120 and 77K, after prestrain of 2.4% at room temperature. However, the ductility did not increase, after any prestrain at 153K.

Dislocation structure produced by prestrain of 2.4% at room temperature was observed, after 5% deformation at 77K for aged Fe-1.83%Cu alloy (96 h at 700°C), but not for solution-treated Fe-1.83%Cu alloy.

1. 緒 言

鋼の強靱性は金属組織学的因子—析出相および各種変態組織の微細化など—を変化させることによって達成される。へき開、擬へき開型の破壊様式をもつ調質および非調質合金鋼の場合、強靱性は有効結晶粒径（破面単位¹⁾）の概念および炭化物の分散形態によつてかなりの説明がなされている。

しかしながら、これらの変態組織を焼もどすと破面単位は粗くなるにもかかわらず遷移温度 (vT_{rs}) はきわめて低下する¹⁾。このことは調質鋼の強靱性が各種変態組織の有効結晶粒径だけでは完全に説明され得ず、熱履歴に伴う炭化物相の析出とともに、変態組織中の転位密度などの因子の影響の大きいことを示唆している。

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との相互作用の効果を明らかにする研究の一部である。これらの現象を理解しやすくするために、供試材としては単純な Fe-Cu 合金を選んだ。本研究ではフェライト鉄に与える予ひずみの温度と予ひずみ量を変えることにより基地鉄の転位分布を変化させた。そして、引張試験温度を変えて Fe-Cu 合金の低温延性を調べ、析出粒子 (ϵ -Cu) と転位組織の低温延性におよぼす影響を検討した。

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 × 2 h の加熱後熱間圧延および冷間圧延を行ない 1.2 mm 厚みの板を得た。供試材の化学組成は 1.83%Cu, 0.010%C, 0.001%Mn, 0.002%Si, 0.005%S, 残り Fe である。冷延板から平行部の長さ 30 mm, 幅 4.0 mm, 厚さ 1.0 mm の引張試験片を採取した。つぎに、700°C に加熱した精製水素中で脱炭処理を行ない炭素量を 50ppm に調整した。

脱炭処理後引張試験片の結晶粒度を 30~150 μ に調整するため、1200°C, 1100°C および 890°C で 1 h 保持後、100°C/h の速度で 840°C まで冷却し、840°C で 4 h の溶体化をした。つぎに時効処理を 700°C で 25 h および 96 h 行ない ϵ -Cu 粒子を地鉄中に分散させた。なお、熱処理を行なう場合、供試材を石英管に真空封入し所定の時間経過後氷塩水中に焼入した。

時効処理後、供試材を室温 (296K) および 153K に保持し、インストロン型引張試験機を用いて、 $3.3 \times 10^{-4} \text{ sec}^{-1}$ のひずみ速度で 0~18% の引張予ひずみを与え、荷重を 10 kg に落しただちに、試験温度 (153K, 118K および 77K) まで下げて引張試験を行なった。本実験では、すべての供試材は予ひずみを与えてから 2min 以

* 昭和 49 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 52 年 8 月 3 日受付 (Received Aug. 3, 1977)

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

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

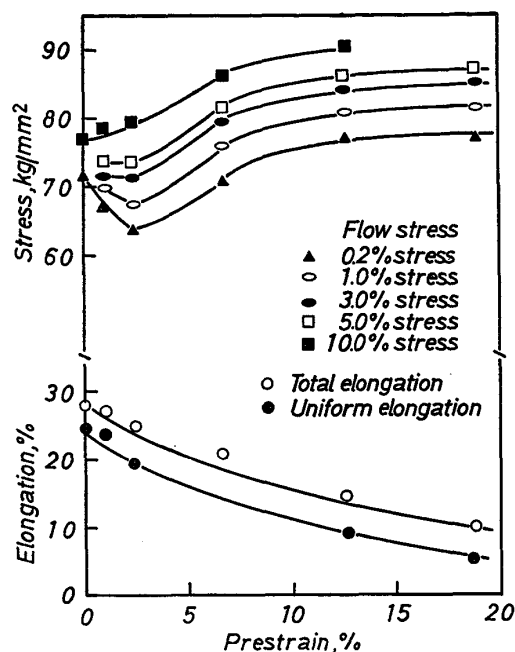


Fig. 1. Effect of prestrain at room temperature on elongation and flow stress of solution treated Fe-1.83%Cu alloy at 77K.

内に試験温度に冷却した。引張試験はすべて $3.3 \times 10^{-4} \text{ sec}^{-1}$ のひずみ速度で行なった。

析出粒子の分布および変形後の転位組織を 150kV 電子顕微鏡 (JEM 150) を用いて観察した。

3. 実験結果

3.1 室温予ひずみの低温延性におよぼす影響

3.1.1 細粒のFe-Cu合金の溶体化処理材

Fig. 1 は Fe-1.83%Cu 合金 (結晶粒の大きさ 30μ) に溶体化処理後室温で 18% までの均一変形を与え、ただちに、77K の引張試験で得られた強度および延性と予ひずみ量との関係を示した。77K での降伏強度 ($\sigma_{0.2}$) は室温で与えられた予ひずみ量とともに減少し、予ひずみを与えない供試材の $\sigma_{0.2}$ より低い値を示した。予ひずみ量が室温でのリュースヒズミ (約 2.4%) 以上に増加すると 77K の $\sigma_{0.2}$ は増加した。この増加は室温予ひずみによる加工硬化のためと考えられる。また、77K の 3% 歪以上での流動応力は室温予ひずみとともに増加し $\sigma_{0.2}$ の場合のような 2.4% 予ひずみ近傍で極小値を示さなかった。

一方、77K の供試材の低温延性は室温で与えた予ひずみ量の増加とともに単調に減少した。この延性の減少は主として、一様伸びの低下によるものと考えられる。

3.1.2 細粒の時効材

Fe-1.83%Cu 合金の時効材については、室温予ひずみ

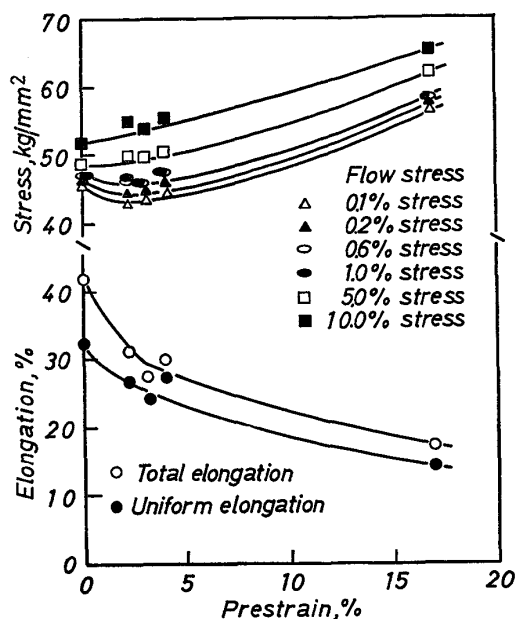


Fig. 2. Effect of prestrain at room temperature on elongation and flow stress at 153K of Fe-1.83%Cu alloy aged for 25 h at 700°C.

後、153K、120K および 77K で引張試験を行なった。

Fig. 2 は Fe-1.83%Cu 合金を $840^\circ\text{C} \times 4\text{h}$ の溶体化、 $700^\circ\text{C} \times 25\text{h}$ 時効後、室温で予ひずみを与えた場合に 153K の引張試験で得られた強度と延性におよぼす予ひずみの影響を示した。予ひずみを与えた場合、153K の降伏応力および低ひずみ時の流動応力は予ひずみ量と

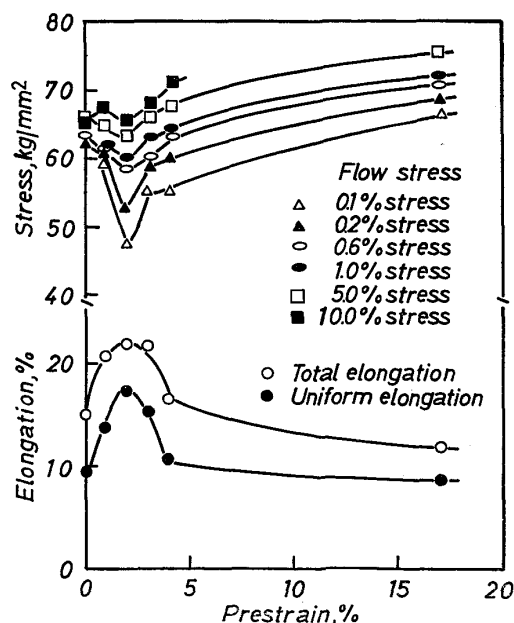


Fig. 3. Effect of prestrain at room temperature on elongation and flow stress at 120K of Fe-1.83%Cu alloy aged for 25 h at 700°C.

もに減少するが、さらに、予ひずみを与えると増加する。また、153K の延性は予ひずみ量の増加とともに減少する。その減少は主として一様伸びの低下によるものと考えられる。

Fig. 3 は $700^{\circ}\text{C} \times 25\text{ h}$ で時効処理した供試材に室温で予ひずみを与え、ただちに 120K の引張試験で得られた強度および延性と予ひずみ量との関係を示した。すなわち 120K の降伏応力は室温で与えた予ひずみとともに減少する。予ひずみ量が室温でのリュエダス歪 (2.0~2.4%) 相当以上に増加すると 120K の降伏応力は増加する。室温予ひずみを与えた供試材の流動応力も降伏応力と類似した傾向を示す。

一方、供試材の低温延性は約 2% の室温予ひずみで極大値を示し、約 10% 増加する。室温の予ひずみ量がさらに増加すると、120K の低温延性は減少し約 17% の予ひずみの場合には予ひずみを与えない供試材の値より減少する。わずかな室温予ひずみ付与による低温延性の増加は主として一様伸びの増加によるものと考えられる。

Fig. 4 は Fe-1.83%Cu 合金の $700^{\circ}\text{C} \times 25\text{ h}$ 時効材に室温で予ひずみを与えただちに 77K の引張試験で得られた強度および低温延性と予ひずみの関係を示す。77K の降伏応力はまず室温予ひずみの増加とともに減少し、予ひずみ量が 2.4% (リュエダスひずみ相当) 以上に増加すると、77K の降伏応力は増加する。また、77K の流動応力も降伏応力と同じ傾向を示す。一方、供試材に室温予ひずみをわずかに与えると、与えない場合に比

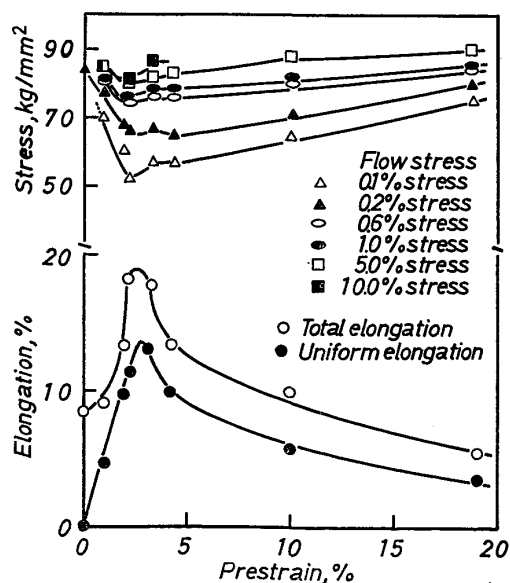


Fig. 4. Effect of prestrain at room temperature on elongation and flow stress at 77K of Fe-1.83%Cu alloy aged for 25 h at 700°C .

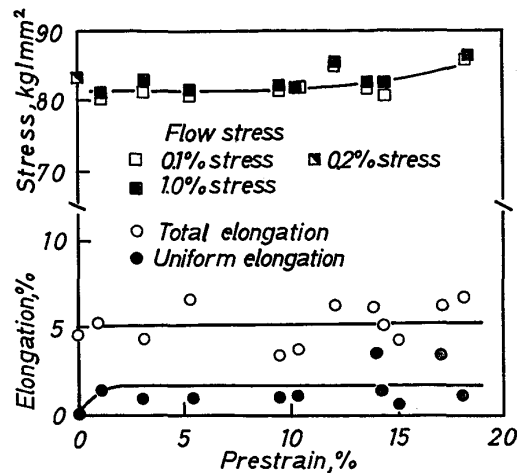


Fig. 5. Effect of prestrain at 153K on elongation and flow stress at 77K of Fe-1.83%Cu alloy aged for 25 h at 700°C .

べて、供試材の低温延性は増加する。すなわち、約 2.4% の室温予ひずみを付与すると、77K の全伸びは 8.5% から 17.7% まで増加した。予ひずみ量がさらに増加すると、77K の低温延性は減少する。約 18% の予ひずみを与えると、全伸びは予ひずみを与えない場合に比べて減少する。

3.2 153K の予ひずみが時効材の低温延性におよぼす影響

Fig. 5 は Fe-1.83%Cu 合金を $840^{\circ}\text{C} \times 4\text{ h}$ 溶体化後 $700^{\circ}\text{C} \times 25\text{ h}$ 時効した供試材に 153K で予ひずみを与えただちに 77K で試験を行ない得られた結果を示す。153K の予ひずみ付与は、室温の予ひずみ付与の場合と異なり、リュエダス変形 (6.0%) 近傍の予ひずみによる

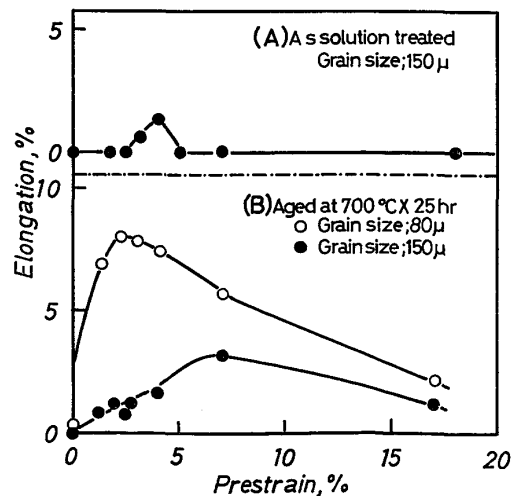


Fig. 6. Effect of prestrain at room temperature on elongation of Fe-1.83%Cu alloy with coarse grains at 77K. (A) As solution treated. (B) Aged for 25 h at 700°C .

降伏応力の低下の傾向は認められない。また、降伏応力と 1% 流動応力の差が少ない。153K で与える予ひずみを変えても 77K の一様伸びおよび全伸びに変化が認められない。

3.3 粗大な結晶粒を持つ時効材の室温予ひずみと低温延性との関係

b. c. c. 鉄の低温変形では、結晶粒が大きくなると双晶変形が優先する³⁾。Fe-1.83%Cu 合金の場合、時効材では約 60 μ 、また、溶体化材では約 130 μ を境として、双晶発生頻度が増加する。

Fig. 6 は 80 μ および 150 μ の結晶粒度を持つ時効材および 150 μ の結晶粒度を持つ溶体化材の 77K の延性

におよぼす室温予ひずみの影響を示す。80 μ の結晶粒度を有する時効材では、予ひずみを与えない場合、塑性変形量は少ないが約 2.5% の室温予ひずみで約 8% まで伸びが増加する。また、結晶粒が 150 μ の場合、予ひずみを与えない時効材では双晶発生と同時に巨視的に弾性荷重下で破断するが、6.7% (室温でのリュースヒズみ相当量) の室温予ひずみを与えた時効材では約 3% の伸びを示し、塑性変形後に破断する。このように、時効材では、室温予ひずみの低温延性改善効果は基地鉄が双晶変形または双晶破断する粗大な結晶粒度領域でも存在する。しかしながら、地鉄中に ϵ -Cu 粒子を含まない溶体化材の場合、双晶破断する 150 μ の結晶粒度の供試材

Table 1. Work hardening exponent, n under different prestrain conditions for solution-treated Fe-1.83%Cu alloy, and Fe-1.83%Cu alloy aged for 25 h at 700°C.

	Prestrain temperature	Test temperature	Prestrain, %		
			0	2 to 3	17 to 19
Iron	Room temperature	77K	0.20	0.10	0.04
Solution treated	Room temperature	77K	0.21	0.13	0.05
Aged (700°C $\times$ 25 h)	153K	77K	0.0	0.01	0.01
Aged (700°C $\times$ 25 h)	Room temperature	120K	0.11	0.16	0.07
Aged (700°C $\times$ 25 h)	Room temperature	77K	0.0	0.05	0.01
Aged (700°C $\times$ 25 h)	Room temperature	153K	0.24	0.14	0.08

Table 2. Mean work hardening rates under different prestrain conditions for solution-treated Fe-1.83%Cu alloy, and Fe-1.83%Cu alloy aged for 25 h at 700°C.

	Prestrain (%)	$\Delta\sigma/\Delta\epsilon$, mean value		
		strain range		
		0.002 to 0.01	0.04 to 0.05	0.09 to 0.10
Solution treated Prestrained : room temperature Tested : 77K	0 2.4 19.1	— 788 463	— 160 80	140 107 —
Aged : 700°C $\times$ 25 h Prestrained : room temperature Tested : 120K	0 2.4 17.0	— 640 280	— 96 70	70 80 —
Aged : 700°C $\times$ 25 h Prestrained : room temperature Tested : 77K	0 3.0 19.4	— 963 681	0 94 —	— — —
Aged : 700°C $\times$ 25 h Prestrained : 153K Tested : 77K	0 5.1 17.0	— 75 125	— — —	— — —

に室温予ひずみを与えてもその効果はあまり認められない。

3.4 低温の加工硬化におよぼす予ひずみの影響

真応力(σ)と真ひずみ(ϵ)を関係づけるには種々の解析的方法がある。ここでは、リューススひずみの終了時点から塑性不安定開始までの均一変形領域を記述するために、軟鋼⁴⁾、Fe-Cu 合金⁵⁾に用いられている LUDWICK-HOLLOMAN の式

$$\sigma = K\epsilon^n \dots\dots\dots (1)$$

を採用する。ここに、 K , n は常数。

Table 1 に Fe-1.83%Cu 合金の溶体化処理材および 700°C × 25 h の時効材に室温および 153K で予ひずみを与えた後、各試験温度 (153K, 120K および 77K) の引張試験で得られた n 値を示す。溶体化処理材に室温の予ひずみを与えると 77K の n 値は減少し、その減少の割合は予ひずみ量の多い場合ほど著しい。一方、時効材に室温で予ひずみを与え 153K で試験した場合、予ひずみ量の増加とともに n 値は減少する傾向にある。また時効材に室温で予ひずみを与え 120K および 77K で試験した場合、予ひずみを与えない場合に比較して n 値が増加するが、室温予ひずみが約 18% になると、 n 値は小さい。153K の予ひずみ温度の場合、予ひずみ付与は時効材の n 値に影響をおよぼさない。

Table 2 は予ひずみを付与した溶体化材および時効材の各試験温度 (153K, 120K および 77K) で得られた真ひずみ-真応力曲線から求めた初期および後期加工硬化率を示す。ここに、初期加工硬化率は $\epsilon = 0.01 \sim 0.002$ の平均加工硬化率、後期加工硬化率は $\epsilon = 0.09 \sim 0.10$ 、または、一様伸びの少ない場合には $\epsilon = 0.04 \sim 0.05$ の平均加工硬化率を示す。Table 2 に示すように、予ひずみが室温で与えられる場合、溶体化材および時効材とも 1) 初期加工硬化率は後期加工硬化率よりも大きい。2) 初期加工硬化率は予ひずみ量が増加すると減少する傾向にある。また、時効材の初期加工硬化率は予ひずみの与えられる温度により変化し、室温の場合が 153K の場合よりも大きくなる傾向を示す。

3.5 変形組織の電顕観察

Photo. 1 は Fe-1.83%Cu 合金の時効材 (700°C × 96 h) を室温で 5% 引張変形後観察した転位組織を示す。

Photo. 2 および 3 は Fe-1.83%Cu 合金の溶体化材および時効材 (700°C × 96 h) を 77K で 5% 変形した場合および室温で 2.4% の予ひずみを与えた後 77K で 5% 変形した場合の転位組織を示す。時効材の場合、室温予ひずみを与えずに 77K で変形すると、主として直線状のらせん転位が比較的均一に分布するのに対して、室温

予ひずみを与えて 77K で 5% 変形すると ϵ -Cu 粒子のまわりにタングルした転位の組織が認められる。この転位組織は室温で変形した時効材の転位組織 (Photo. 1) に類似している。

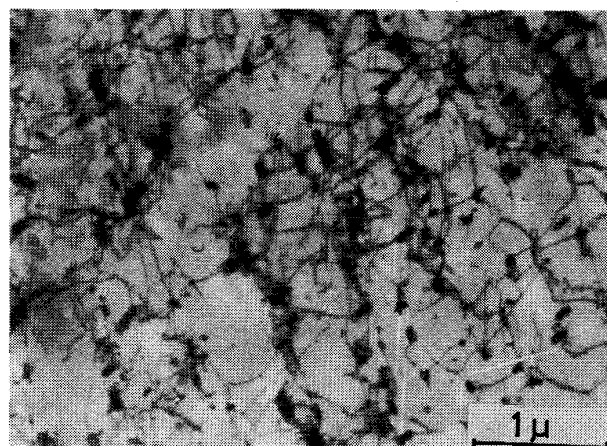


Photo. 1. Transmission electron micrograph of Fe-1.83%Cu alloy strained 5% at room temperature, after aged for 96 h at 700°C.

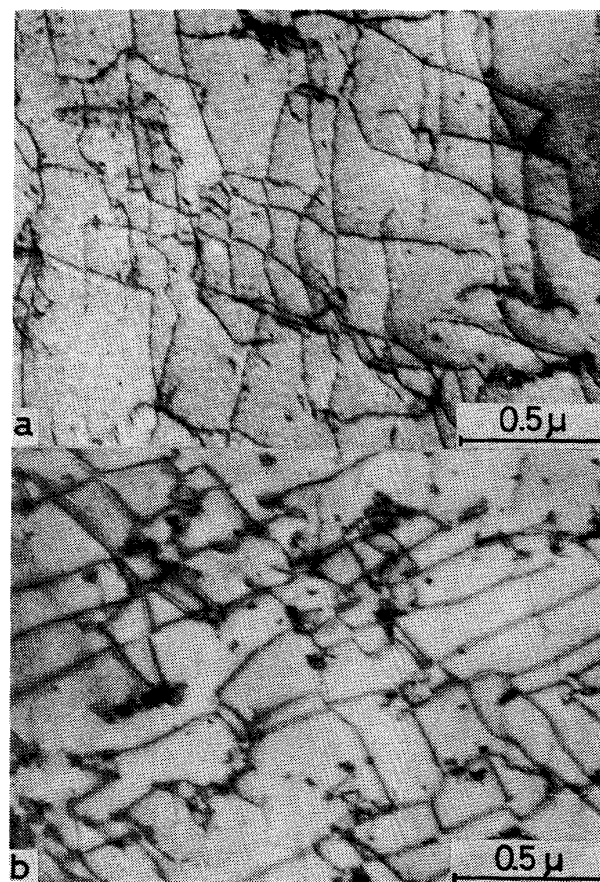


Photo. 2. Transmission electron micrographs of solution-treated Fe-1.83%Cu alloy, (A) strained 5% at 77K, and (B) strained 5% at 77K after 2.4% prestrain at room temperature.

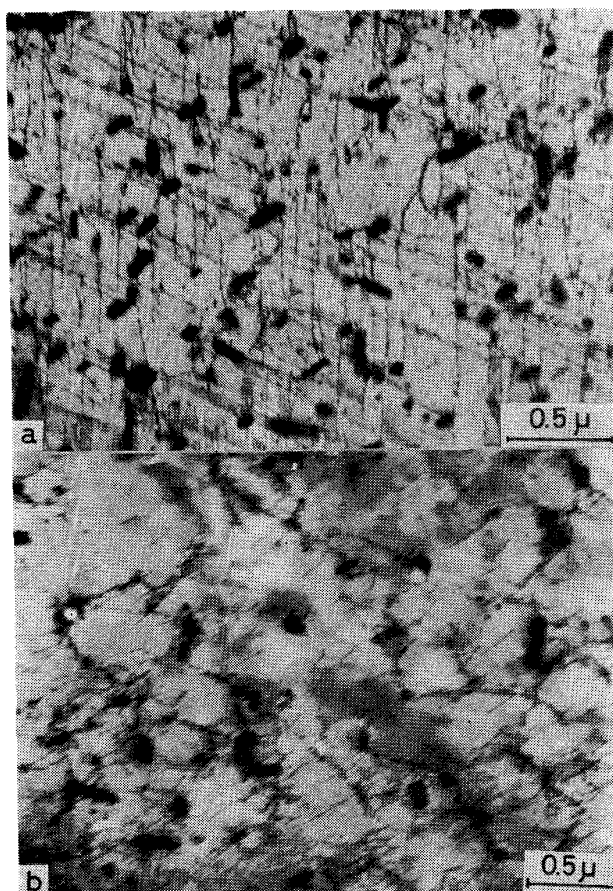


Photo. 3. Transmission electron micrographs of Fe-1.83%Cu alloys aged for 96 h at 700°C, (A) strained 5% at 77K and (B) strained 5% at 77K after 2.4% prestrain at room temperature.

一方、溶体化材の場合、室温予ひずみを与え 77K で 5% 変形した時の転位組織は室温予歪を与えない場合の転位組織と類似している。

このように、77K で変形する場合、 ϵ -Cu 粒子を含む時効材の場合、溶体化材の場合よりも室温予ひずみが供試材の低温変形の転位組織に影響をおよぼすと考えられる。

4. 考 察

Fe-1.83%Cu 合金の 840°C × 4 h 溶体化材および ϵ -Cu 粒子を分散させた 700°C × 25 h 時効材の低温延性におよぼす予ひずみの効果を検討した。得られた結果をまとめると、

1) 溶体化材は 77K で均一変形後にくびれを生じ安定的に変形して破断する。室温予ひずみを与えると、77K の延性は低下する。(Fig. 1)

2) 予ひずみを与えない時効材は 77K で降伏変形と同時にくびれを生じ破断するため延性が低い。時効材に

室温で予ひずみをわずかに与えると低温延性 (120K と 77K) が増加する (Fig. 3, 4)。しかし、予ひずみ温度が 153K の場合は時効材の 77K の延性を増加しない (Fig. 5)。

3) 双晶変形する粗大な結晶粒の供試材に室温予ひずみを与えると、変形様式が双晶からすべりに変化し、77K の延性が増加する。また、 ϵ -Cu 粒子を含む時効材の室温予ひずみによる低温延性の増加は溶体化材の場合よりも大きい (Fig. 6)。

4.1 塑性不安定現象と予ひずみとの関係

Fe-1.83%Cu 合金の 700°C × 25 h 時効材は 77K で塑性不安定的に破断し、低温延性が少ない。塑性不安定現象は、リュースダス帯の形成とともにただちにその変形した部分がくびれを生じて破断する現象である。応力-ひずみ曲線を (1) 式で近似すれば、塑性不安定現象は

$$\epsilon_L \geq n \quad \dots \dots \dots (2)$$

ここに、 ϵ_L はリュースダスひずみ、 n は加工硬化指数で一様伸びの大きさに対応する。

したがって、塑性不安定破断現象を防ぎ、低温延性を改善するためには、 ϵ_L を下げるか、 n を増加する必要がある。

一般に、上降伏点後の不連続変形ではリュースダス帯前面の応力集中部分より可動転位を発生しながら塑性変形が伝播する。そして、その変形領域の加工硬化が負荷荷重をささえる⁶⁾。供試材の降伏強度が大きく、変形した領域の加工硬化が少ないと、 ϵ_L は増加する⁶⁾か、塑性不安定破断をする。

本研究の場合、室温予ひずみの低温変形への効果は、試験温度より高温で導入された可動転位の試験温度での挙動によることは明らかである。室温予ひずみの付与後、77K で引張試験を行う場合、予ひずみを与えない場合に比較して塑性変形が低応力で開始し⁷⁾、初期加工硬化が増加する。そして、供試材のリュースダス変形が抑えられ、均一に塑性変形するようになり、塑性不安定破断が防止される。その結果、室温予ひずみ付与により、時効材の低温延性が改善されると考えられる。一方、153K で予ひずみを与える場合にも供試材のリュースダス変形は抑えられ、降伏後の塑性不安定破壊は防止されるが、初期加工硬化は小さく、77K の延性は改善されない。このことは、予ひずみにより供試材の塑性不安定を防ぐことだけでは低温延性は改善されないこと、低温延性は変形温度での供試材の加工硬化、すなわち、予ひずみを与える温度の違いにもとづく転位組織⁸⁾と関係しているものと考えられる。この点について、次節で考察する。

4.2 予ひずみ温度および予ひずみ量と低温延性との関係

1) 式から予想されるように、一様伸び、 n は加工硬化と次の関係がある。

$$d\sigma/d\varepsilon = \sigma/\varepsilon \cdot n \dots\dots\dots (3)$$

すなわち、一様伸びを大きくするためには加工硬化を大きくする必要がある。また、加工硬化が同程度の場合、強度が増加すると一様伸びは減少する。加工硬化は変形する供試材の転位分布と密接に関係する。いくつかの実験事実によつて b. c. c. 鉄の転位組織は変形温度に依存する⁹⁾ ことが明らかとなつてゐる。4.1 節に示したように、77K の低温延性におよぼす予ひずみ温度の影響に違いが認められるのはこの転位分布の差異にもとづくためと考えられる。

鉄を室温で変形する場合、刃状成分の割合が比較的多いが、低温で変形するほど比較的均一でまっすぐに分布したらせん転位が優先するようになる⁹⁾。ところが、本研究のように、予ひずみ温度と変形温度が異なる場合には低温変形が複雑になる。供試材は 77K でリュース変形するが、予ひずみを与えるとリュース変形が認められなくなる。Fig. 1, 4 に示すように予ひずみにより 77K の降伏応力が低下するのはこの巨視的な降伏変形の変形様式の変化に起因すると考えられる。しかし、予ひずみ温度が 153K の場合、室温予ひずみに比較して降伏応力の低下が少ない。このことは予ひずみ付与による可動転位密度の増加以外に、導入される転位分布の違いによるためと考えられる。すなわち、室温予ひずみにより導入された転位組織は 77K の変形で維持されず¹⁰⁾、

巨視的な降伏応力より小さな応力で非らせん成分が動きやすいため⁷⁾¹¹⁾、塑性変形が低応力下で開始し、その結果、降伏応力が低下するものと考えられる。しかし、153K の予ひずみの場合には、主としてらせん成分が多いため、予ひずみによつて可動転位密度を増加しても、室温予ひずみの場合に比較して、降伏応力の低下が少ないものと考えられる。

一方、Fig. 7 には、溶体化材と時効材 (700°C × 25 h) の 77K における降伏応力 ($\sigma_{0.2}$) および 5.0% ひずみの流動応力の結晶粒度依存性におよぼす室温予ひずみの影響を示す。予ひずみを与えない場合、溶体化材および時効材の降伏応力は $k_y = 2.3 \text{ kg} \cdot \text{mm}^{-3/2}$ の結晶粒度依存性を示す¹²⁾。2.4% の室温予ひずみを与えた場合、溶体化材の降伏応力の結晶粒度依存性は予ひずみを与えない場合¹²⁾ と同一の傾向を示す。しかし、時効材の場合、室温予ひずみを与えると、77K の降伏応力、5.0% 流動応力の結晶粒度依存が消失する。すなわち、Photo. 2 と 3 に示すように時効材の場合、 ε -Cu 粒子は室温予ひずみの転位組織を維持し、それが 77K の低温変形に影響をおよぼしているのに対し、溶体化材の場合、室温予ひずみにより導入された転位組織は 77K の変形の早い時期に、らせん転位を主とする低温型の転位組織へ変化しやすいためと考えられる。

このように、第 2 相粒子を含む時効材の場合には、室温予ひずみで導入された転位組織が析出粒子により安定にされるため、77K での変形の転位の再配列、従つて加工硬化挙動が変化しその結果として低温延性が改善されるものと考えられる。一方、溶体化材の場合には、室温予ひずみの転位組織が不安定のため、室温予ひずみの付与で 77K の降伏応力が低下するにもかかわらず低温延性が減少するものと考えられる。

また、時効材に 153K で予ひずみを与える場合、低温変形 (77K) に類似の転位成分を前もつて導入するために、77K で供試材の塑性不安定破壊が防止されるにもかかわらず、予ひずみは供試材の低温延性を改善しないと考えられる。

低温で双晶変形する、大きな結晶粒の供試材に室温予ひずみを与えると、77K の変形で双晶発生が抑えられた (Photo. 4)。Fig. 6 に示すように、少ない室温予ひずみによる低温延性の増加は供試材の双晶発生が抑えられることによると考えられる。室温予ひずみによる低温延性の増加は ε -Cu 粒子を含む時効材の場合が溶体化材の場合よりも大きい。これは本項で述べたように、室温予ひずみ組織の 77K の変形におよぼす影響の仕方の差異にもとづくと考えられる。

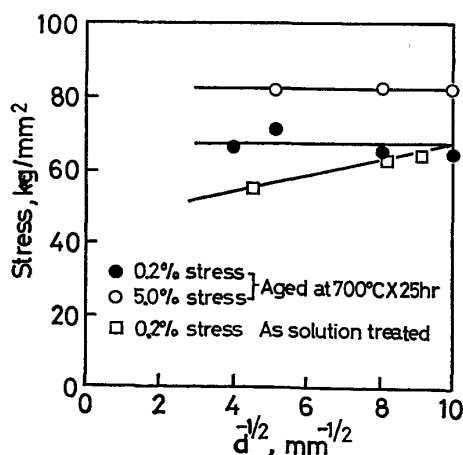


Fig. 7. Effect of prestrain at room temperature on grain size dependence of $\sigma_{0.2}$ and 5.0% flow stress at 77K for solution treated Fe-1.83%Cu alloy and Fe-1.83%Cu alloy aged for 25 h at 700°C.

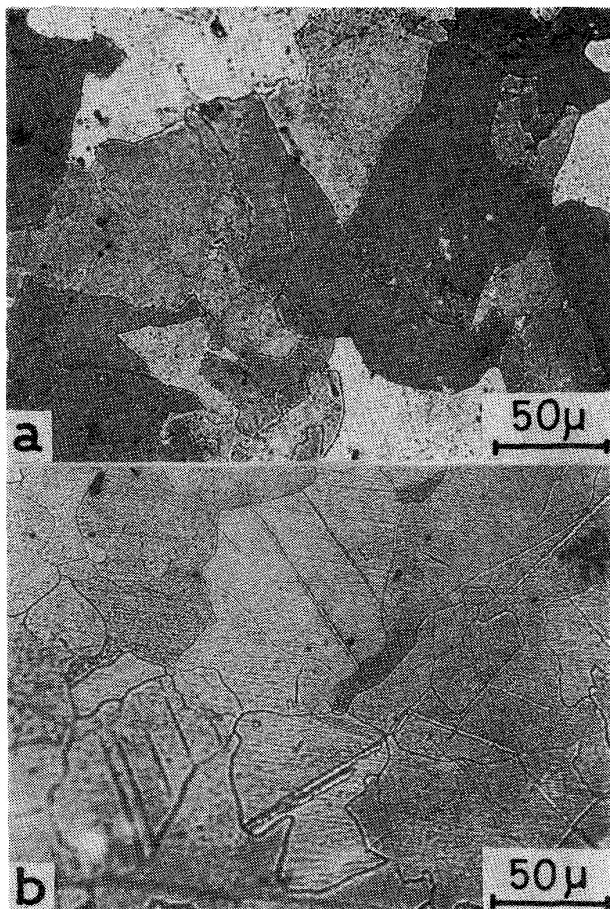


Photo. 4. Optical micrographs of Fe-1.83%Cu alloys aged for 25 h at 700°C, (A) fractured at 77K, and (B) fractured at 77K after 2.4% prestrain at room temperature.

終りに、本研究で得られた結果は、変態を利用して鋼を強靱化する場合には、下部組織の転位分布を定量的に検討する必要性を示唆していると考えられる。

5. 結 論

Fe-1.83%Cu 合金の低温延性におよぼす引張予ひずみの影響を予ひずみ温度、予ひずみ量および試験温度を

変えて、ひずみ速度 $3.3 \times 10^{-4} \text{ sec}^{-1}$ の引張試験により検討した。

得られた結果をまとめると、

- 1) 溶体化材 (840°C × 4 h) に室温で予ひずみを与えると 77K の低温延性は減少する。
- 2) 時効材 (700°C × 25 h) に予ひずみ (約 2%) を室温で与えると 120K および 77K の低温延性は増加する。しかし、153K で予ひずみを与えると 77K の延性は増加しない。
- 3) 双晶破断する大きな結晶粒を持つ供試材の場合、予ひずみを室温で与えると 77K の延性は増加する。
- 4) 時効材 (700°C × 96 h) に室温予ひずみ (2.4%) を与えて 77K で 5% 変形した場合の転位組織は予ひずみを与えずに 77K で 5% 変形した場合の転位組織と異なる。

終りに、本研究に関し、有益な助言、討論をいただいた非鉄材料研究部池田省三博士に深く感謝いたします。

文 献

- 1) 邦武立郎, 寺崎富久長, 大森靖也: 鉄と鋼, 58 (1972) 13, p. 1877
- 2) 西山善次: “マルテンサイト変態, 基本編”, (1971), [丸善]
- 3) D. HULL: Acta Met, 9 (1961), p. 191
- 4) W. B. MORRISON: Trans. ASM, 59 (1966), p. 824
- 5) S. PATTANIK, D. THOMAS, and J. A. LUNO: Trans. JIM, 9 (1968), Supplement, p. 381
- 6) M. M. HUTCHISON: Met. Sci. J., 7 (1973), p. 26
- 7) H. D. SOLOMON and C. J. MCMAHON: Acta Met., 9 (1971), p. 291
- 8) S. IKEDA: J. Phys. Soc. Japan, 27 (1969), p. 1564
- 9) T. TAKEUCHI: Int. Quart. Sci. Rev. J., (1976), p. 117
- 10) A. S. KEH and S. WEISMANN: Berkley Conf. on Electron Microscopy and Strength of Crystals, Interscience (1963)
- 11) S. IKEDA: Japan. J. Appl. Phys., 11 (1972), p. 1273
- 12) 浜野隆一, 津谷和男: 鉄と鋼, 投稿中