

論 文

UDC 669.15-194.52 : 539.389.3 : 621.778.1.016.1

炭素鋼のリラクセーション値に及ぼす温間引張加工の影響*

中崎 信行**・小池 与作***・行方 二郎****

The Effect of Warm Tensile Working on the Stress Relaxation Value in the Carbon Steel

Nobuyuki NAKAZAKI, Yosaku KOIKE, and Jirou NAMEKATA

Synopsis:

In order to clarify the effect of warm tensile working on the stress relaxation value $\Delta P/P_0$ (ΔP : relaxed load, P_0 : initial load) at room temperature in a carbon steel (ferrite+lamellar pearlite), the effect of pre-deformation temperature ($20^\circ\text{C}\sim 320^\circ\text{C}$), strain and structure have been studied. The results obtained are as follows:

- (1) The decrease in the stress relaxation value is observed on specimens which predeformed in the temperature range from about 220°C to 270°C . These predeformation temperature correspond to the temperature where the strain aging increases with increasing dissolution of the iron nitride and carbide owing to predeformation.
- (2) When the lamellar cementite have partially been broken by the predeformation in the temperature range from 20°C to 220°C , the relation between the relaxation value and logarithmic time is a snakey curve and then the relaxation value is shown its maximum value.
- (3) While the linear relation is observed for the steel with bended and broken lamellar cementite, in this case the relaxation value increases proportionally with increasing predeformation strain.

1. 結 言

応力リラクセーション現象は外部荷重によつて生じるクリープ変形による。この現象は転位の熱活性化運動に関して論議され、GUPTAら¹⁾や GROHら²⁾によれば緩和応力-時間曲線は初期の可動転位密度に依存すると考えられている。一方実用面においても、この現象は締結部や PS コンクリートなどの緊張部材の張力が時間とともに減少する問題として重要である。応力リラクセーション現象は一般に対数挙動を呈し²⁾、歪時効処理により固着転位が増加すると現象が抑制されること^{3)~7)}、動的歪時効処理は静的歪時効処理よりも現象の抑制に有効であり⁸⁾、最大の動的歪時効は青熱ぜい性の極大に一致することなどが知られている。しかし、降伏応力や変形応力の増加として現われる歪時効は固着転位が増加したことを表わしてはいるが、かならずしも可動転位が減少した量を表わすものではない。この点に着目して応力リラクセーション値と温間加工の関係を調査した報告はみあた

らない。

本研究ではフェライト+パーライト組織の炭素鋼に $20\sim 320^\circ\text{C}$ の温度範囲において引張加工を施し、 20°C におけるリラクセーション値 (初期荷重 P_0 における緩和荷重 ΔP の割合 ($\Delta P/P_0$) で表わす。) と加工温度の関係を調べた結果、ある加工歪量では青熱ぜい性の極大温度で加工した試料のリラクセーション値が室温加工したものより大きい値となること、リラクセーション値-時間曲線が必ずしも対数挙動を示さないことなどが観察された。これらは加工によるラメラセメンタイトの破壊と、それに関連した歪時効の不均一に起因するものと考えられる。

2. 実 験 方 法

Table 1 に試料の化学組成と引張強度を示す。A, B 両鋼は $5.5\text{ mm}\phi$ に熱延された市販材で、この熱延材を Fig.1 に示すように冷間引抜 $\rightarrow A_{c3}$ 点以上に加熱後空冷 $\rightarrow 600^\circ\text{C} \times 1\text{ h}$ 加熱後水中急冷しフェライト+パーライ

* 昭和50年10月本会講演大会にて発表 昭和51年12月20日受付 (Received Dec. 20, 1976)

** 防衛大学校機械工学教室 (現 松本重工業(株)) (Defence Academy, Now Matsumoto Heavy Industry Co., Ltd.)

*** 防衛大学校 工博 (現 玉川大学) (Defence Academy, Now Tamagawa University)

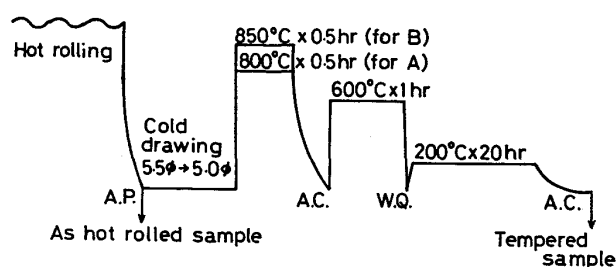
**** 防衛大学校機械工学教室 工博 (Defence Academy)

Table 1. Chemical composition and tensile strength of steels.

Steel	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu	Sol. Al	N	As Hot Rolled		Experimental Condition	
											σ_s kg/mm ²	σ_B kg/mm ²	σ_s kg/mm ²	σ_B kg/mm ²
A	0.75	0.23	0.47	0.015	0.013	0.01	0.02	0.01	<0.002	0.0038	61.4	105.5	50.5	89.0
B	0.50	0.25	0.49	0.013	0.017	0.01	0.03	0.01	<0.002	0.0036	44.2	74.3	37.4	69.4
C	0.41	0.25	0.75	0.019	0.022	—	—	—	—	—	—	—	70.4	95.2

σ_s : 0.2% Yield Strength. σ_b : Ultimate Tensile Strength.

for Steel A and B



for Steel C

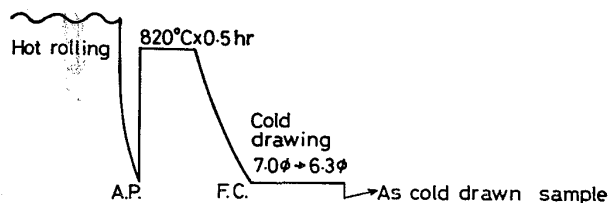


Fig. 1. Schematic description of sample preparation for steel A, B and C.

ト組織とした。さらに 200°C × 20 h 加熱により、急冷によつて過飽和となつた C, N 原子の析出処理を施し、その後空冷して室温の平衡に近い状態とした。以下これを焼戻材とする。C 鋼は熱延材を Fig. 1 に示すように焼鈍→冷間引抜した引抜加工材である。

引張加工は A, B 両鋼の焼戻材と熱延材について行なつた。引張加工の方法は長さ 600 mm の試料の中央部に 200 および 400 mm 間隔の 2 組の標点をけがき、引張試験機に取付け、5 帯域に分かれた加熱部をもつ長さ 450 mm の電気炉中で加工温度 (20~320°C で実施、大気雰囲気、試料の長さ方向の温度偏差 5°C 以下、加工中 ± 2°C) に 15 min 保持し、あらかじめ定めた引張応力 (20°C における 1~4% 変形応力に相当) に達するまで引張加工し、ただちに除荷空冷した。歪速度は約 $1 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ である。引張試験機から取外した試料の標点間の伸びはノギスにより測定した。2 組の標点間の伸び率は合致した。伸びの測定の後、引張加工した試料全部についてさらに 50°C × 1 h 加熱の時効処理を施し、応力リラクセーション試験および引張試験までの間に生ずる室温時効のバラツキを防止した。

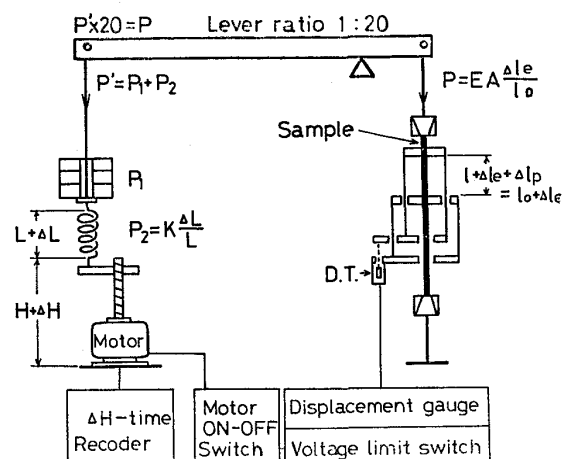


Fig. 2. Stress relaxation test apparatus. P_1 : dead weight, P_2 : spring power, K : spring constant, L : free length of spring, ΔL : extended length of L , H : height of spring end, ΔH : change of H , E : Young's modulus, A : cross section area of sample, l : gauge length, Δl_e : elastic extended length of l , Δl_p : plastic extended length of l , D. T.: differential transformer.

応力リラクセーション試験は Fig. 2 に示す装置により $20 \pm 2^\circ \text{C}$ において行つた。試験片は引張加工により均一変形した試料の中央部、長さ 400 mm を用い、標点間距離 l は 120 mm とした。初期荷重 P_0 は試験片の 20°C における 0.2% 耐力の 80% に相当する荷重とし、重錘 P_1 とバネ荷重 P_2 で負荷し、その時の標点距離 $l_0 + \Delta l_e$ を規準とし、その後標点間の伸びが 1μ を越える時バネ荷重 P_2 を減じるように変位計 (差動変圧器式) およびモーターが作動する。初期荷重負荷後荷重変化の測定開始までの時間は 40 s 以下であつた。

組織観察は 5% ピクリン酸 × メチルアルコール溶液による腐食後カーボンレプリカ法により JEM-120U 型電顕で行つた。引張試験は加工および $50^\circ \text{C} \times 1 \text{ h}$ 時効した試料をそのまま JIS 9 号試験片とし、(3 t の引張試験機を用い、) $20 \pm 3^\circ \text{C}$ において歪速度約 $1 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ で行つた。

3. 実験結果および考察

3.1 リラクセーション値に及ぼす加工温度の影響

3.1.1 加工材の機械的性質と歪時効

焼戻材について 20~320°C において、加工応力 66 kg/mm² で加工した A 鋼と加工応力 53 kg/mm² で加工した B 鋼の除荷空冷後の加工歪量と加工温度の関係を Fig. 3 (a) に示す。なお、A、B 両鋼がこれらの加工応力で 20°C 加工された場合、降伏伸び後の歪量は約 1% で両鋼とも等しい。また、Fig. 3 (b) は A、B 両鋼の各加工温度における降伏応力を示す。加工歪量は A 鋼では 150°C、B 鋼では 120°C 附近まで、加工温度の上昇により、降伏応力の減少にみられる変形抵抗の減少にともなう増加する。さらに加工温度が高くなると加工歪量は動的歪時効による加工硬化の増加にともなう減少する。A 鋼の動的歪時効が顕著に現われ始める温度は B 鋼より高く、それが最大となる温度は 220°C で B 鋼と等しい。

Fig. 4 (a) は Fig. 3 (a) の加工応力で加工し、除荷空冷ののちただちに 50°C の炉の中で 1 h の時効処理を行つた A、B 両鋼の 20°C における機械的性質と加

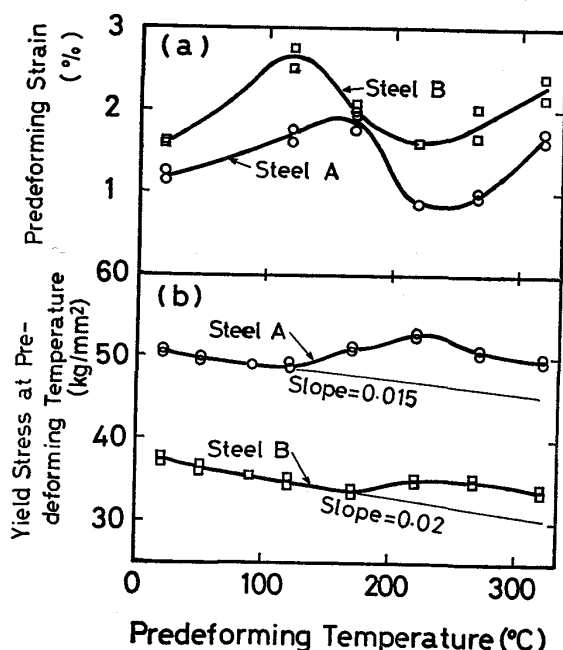


Fig. 3. Effect of preforming temperature (T_{pre}) on the preforming strain at room temperature and the yield stress at preforming temperature for steel A deformed with a preforming stress of 66 kg/mm² and for steel B deformed with a preforming stress of 53 kg/mm².

(a) Preforming strain at room temperature vs. T_{pre} .

(b) Yield stress at T_{pre} vs. T_{pre} .

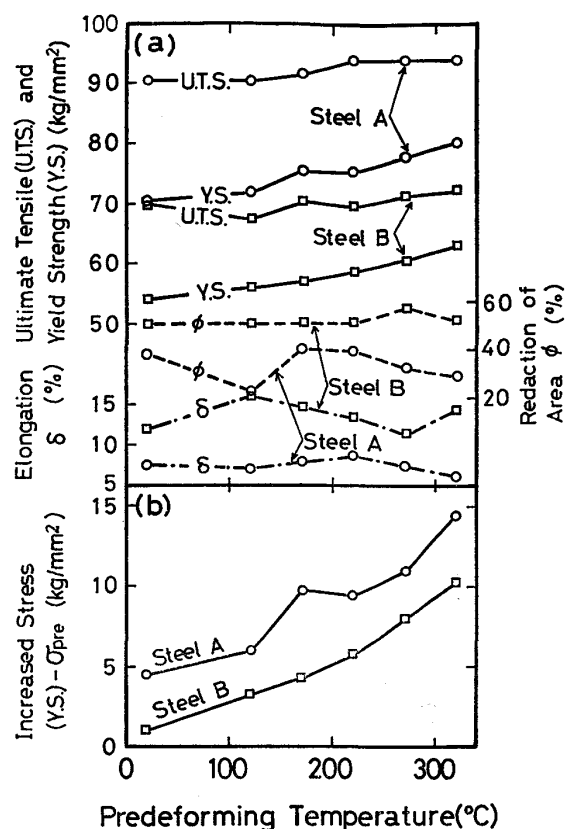


Fig. 4. Effect of preforming temperature (T_{pre}) on the mechanical properties at room temperature and the increased stress for steel A deformed with a preforming stress (σ_{pre}) of 66 kg/mm² and for steel B deformed with a preforming stress (σ_{pre}) of 53 kg/mm².

(a) Mechanical properties at room temperature vs. T_{pre} .

(b) Increased stress ((Y.S.) - σ_{pre}) vs. T_{pre} .

工温度の関係を示す。

加工材の降伏応力と加工応力の差を応力増加量とし、応力増加量と加工温度の関係を Fig. 4 (b) に示す。A、B 両鋼とも応力増加量は加工温度の上昇にともなう増加する。A 鋼の場合、20°C から 170°C における第 1 段階の増加と 220°C から 320°C における第 2 段階の増加が認められる。B 鋼の場合、20°C から 170°C までは直線的に増加し、A 鋼のような極大は認められない。しかし、170°C 以上では A 鋼と同様に温度の上昇にともなう増加の割合が大きくなっている。

山田⁹⁾ は共析組成の鋼線を引抜加工したものについて昇温中 (20~500°C) の電気抵抗および内部摩擦測定により静的歪時効と固溶 (C+N) 量の関係を検討した。固溶 (C+N) 量は 20~140°C では温度上昇にともなう減少し、250°C 附近ではセメントタイトの再溶解により増加し、さらに高温では再び温度上昇とともに減少する

こと、この時生ずる静的歪時効は 140°C 附近での比較的小さい応力増加 (第1段階), 250°C 附近での大きな応力増加 (第2段階), さらに高温では過時効 (第3段階) となることを認めている. また, BAIRDら¹⁰⁾ は Fe-Mn-N 合金の 10% 変形応力および降伏応力と温度の関係を調べ, 両応力の差は $20\sim 250^{\circ}\text{C}$ では温度の上昇にともなつて2段階にわかれた増加が認められ, 250°C 以上では減少することを認めた.

いずれの結果も歪時効を生じる C, N 原子について, 第1段階では加工前から固溶していた C, N 原子と, 加工によつて分解する不安定な鉄の炭化物, 窒化物とが作用し, 第2段階では安定な鉄の炭化物, 窒化物の再溶解により増加した C, N 原子が作用すると解釈されている.

Fig. 4 (b) の加工温度 20°C の場合の応力増加量は A 鋼で約 4.5 kg/mm^2 , B 鋼で約 1 kg/mm^2 である. この応力増加は HAASENらの報告¹¹⁾による除荷した際の転位の再配列による増加量よりも大きく, 加工前の熱処理による固溶 (C+N) 量と加工によつて α'' 相 (Fe_{16}N_2) や ϵ 相 ($\text{Fe}_{2.5}\text{C}$) のような不安定な鉄の窒化物¹²⁾, 炭化物¹³⁾が分解し (C+N) 量が増加したことにより生じた歪時効によるものと解釈される. A 鋼のこの歪時効は加工歪量が小さいにもかかわらず B 鋼より大きい.

加工温度が 20°C より高い場合の応力増加量は歪時効による応力増加のほかに, 加工温度から 20°C へ冷却したことによる変形抵抗の増加分も含んでいる. Ti や Al などの添加により固溶 C, N 原子を除去した実用鋼の降伏応力は $20\sim 450^{\circ}\text{C}$ の範囲において, 温度の上昇による変形抵抗の減少にともなつて直線的に減少することが知られている¹⁴⁾. Fig. 3 (b) の高温側に認められる降伏応力の増加は巨視的降伏前の微小変形域での動的歪時効による¹⁵⁾ものである. したがつて各加工温度から 20°C に冷却したことによる変形抵抗の増加量は Fig. 3 (b) の低温側の直線を各加工温度まで外挿し, 20°C における降伏応力との差として得られる程度の応力と考えられる. Fig. 4 (b) の低温側の応力増加量の勾配の絶対値は Fig. 3 (b) の低温側における降伏応力の勾配の絶対値 (A 鋼では $0.015\text{ kg/mm}^2/^{\circ}\text{C}$, B 鋼では $0.02\text{ kg/mm}^2/^{\circ}\text{C}$) に合致する. このことは, A 鋼の第1段階の歪時効は 120°C から 170°C の範囲において急増し, B 鋼の段階の歪時効は 20°C から 170°C の範囲においてほぼ一定であることを示している.

Fig. 4 (b) にみられるごとく A 鋼の歪時効による応力増加量は実験した温度範囲において B 鋼より平均 3 kg/mm^2 大きい. A, B 両鋼のようなフェライト+パ

ーライト2相鋼の両相の歪配分は井上ら¹⁶⁾によつて測定されている. 井上らの低歪側の測定結果を用いて 20°C 加工の場合の A, B 両鋼の各相の歪量を求めた結果, A 鋼のラメラフェライトの歪は約 1.4% であり, B 鋼の初析フェライトの歪は約 2.8% となつた. このことは幅約 0.2μ のラメラフェライト中には第1段階の歪時効を生じる C, N 原子が B 鋼の初析フェライト中より多いことを示している. すなわち, ラメラフェライト中ではセメンタイトとの境界による応力場に比較的安定な C, N 原子の偏析が存在すると予測される¹⁷⁾が, この応力場から遠い位置に変形によつて容易に分解するような不安定な鉄の炭化物, 窒化物が多く存在するものと考えられる.

このため, 加工温度が 20°C より高い場合, パーライトは加工初期において容易に動的歪時効硬化し, パーライトの歪配分は井上らの結果より減少し, フェライトの歪配分が増加するものと考えられる. Fig. 3 (a) において B 鋼の歪量が極大を示す温度が A 鋼より低くなる現象は B 鋼のフェライト中では歪量が大きいため安定な鉄の炭化物, 窒化物の再溶解が A 鋼より低温において容易になることを示している.

3.1.2 加工組織

$20\sim 320^{\circ}\text{C}$ において 66 kg/mm^2 で加工した A 鋼の組織を Photo. 1 に示す. Photo. 1 (a)~(e) では (a) と (b)~(e) を比較すると加工温度を高めた場合のラメラセメンタイト (以下, セメンタイトと記す) の破碎の程度が大きいことが認められる. B 鋼においても加工温度とセメンタイトの破碎の関係は A 鋼と同様である. B 鋼の 20°C 加工および 120°C 加工の試料で弾性変形および塑性変形を生じている¹⁸⁾ 彎曲したセメンタイトを Photo. 2 に示す.

セメンタイトの破碎の程度は歪量 (Fig. 3) に一応対応している. すなわち, 歪量が大きくなるとセメンタイトの破碎が多くなっている. セメンタイトが温度上昇とともに変形しやすくなり, しかもその程度が温度に対して一様に変化する¹⁹⁾と仮定すると, 破碎の増加は動的歪時効をとまう α 鉄の塑性に依存すると考えられる.

3.1.3 リラクセーション値と加工温度の関係

Fig. 5 および 6 は $20\sim 320^{\circ}\text{C}$ において 66 kg/mm^2 で加工した A 鋼および 53 kg/mm^2 で加工した B 鋼のリラクセーション値と時間対数の関係を示す. 120°C および 170°C 加工試料の場合を除いてリラクセーション値は一般に知られているように時間対数に対して直線の関係が認められる. 120°C および 170°C 加工試料は蛇行曲線となり, これらの長時間側のリラクセーション値

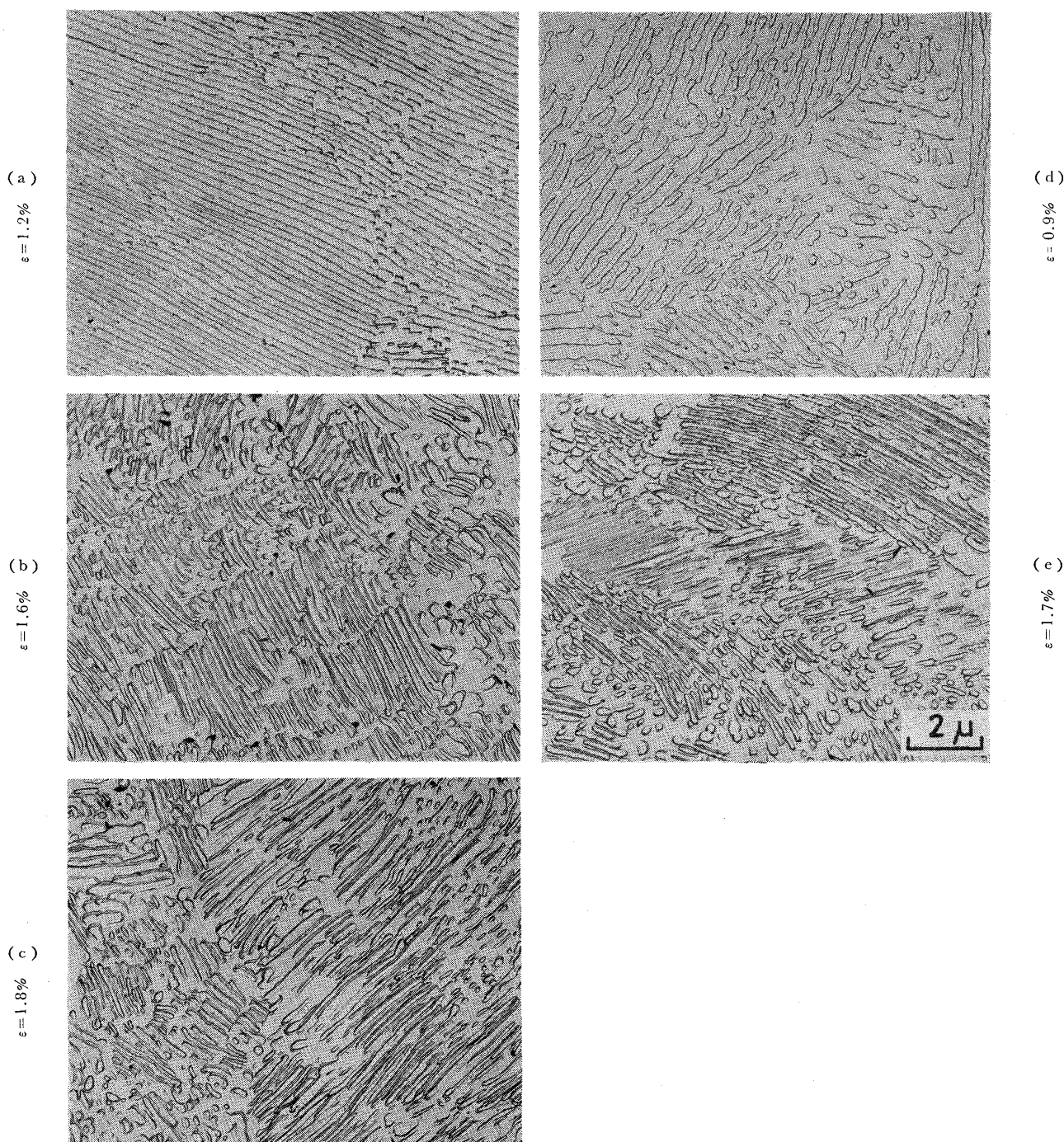
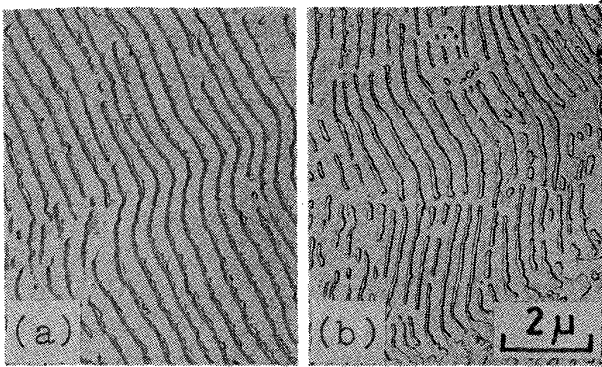


Photo. 1. The relation between electron micrographs and predeforming strain (ϵ) for steel A deformed with a predeforming stress of 66 kg/mm² at (a) 20°C, (b) 120°C, (c) 170°C, (d) 220°C, and (e) 320°C.

は直線となる試料より大きい。そして、A鋼の場合、170°C加工試料のリラクセーション値は120°C加工試料より大きく、B鋼の場合、120°C加工試料のリラクセーション値は170°C加工試料より大きい。

リラクセーション値に及ぼす加工温度の影響は Fig. 5 および 6 の測定結果より 10 h リラクセーション値と加工温度の関係で整理して Fig. 7 に実線で示す。この関

係は Fig. 3 の関係に類似しており、リラクセーション値は青熱ぜい性ピーク温度での加工により最も減少すること、および加工歪量が多いほどリラクセーション値が大きくなる傾向を示している。120°C加工および170°C加工試料のリラクセーション値はほぼ同一加工歪量の270°C以上の加工試料に比較して著しく大きい。これはセメントタイトの破碎および加工歪量に比例して増



(a) Predeformed up to $\epsilon=1.6\%$ at 20°C
 (b) Predeformed up to $\epsilon=2.7\%$ at 120°C

Photo. 2. Electron micrographs of banded and broken lamellar cementite due to predeforming stress of 53 kg/mm^2 for steel B.

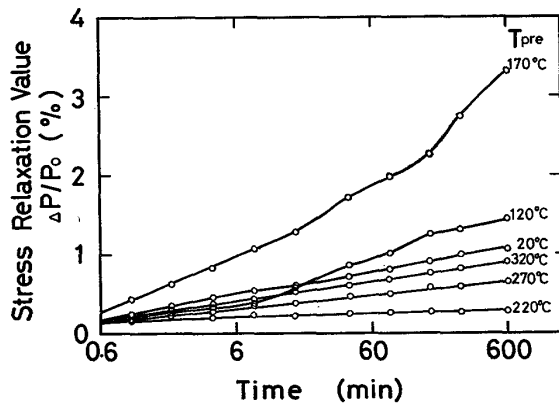


Fig. 5. Stress relaxation value vs. time for steel A deformed with a predeforming stress of 66 kg/mm^2 at predeforming temperature (T_{pre}). P_0 : Initial load, ΔP : Relaxed load.

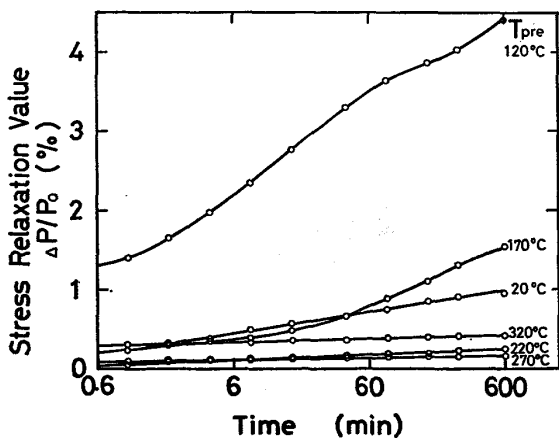


Fig. 6. Stress relaxation value vs. time for steel B deformed with a predeforming stress of 53 kg/mm^2 at predeforming temperatures (T_{pre}).

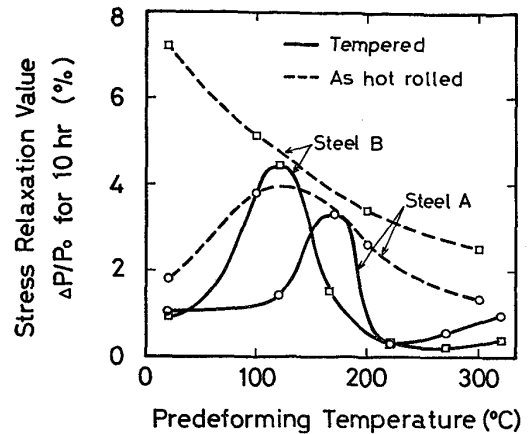


Fig. 7. Stress relaxation value for 10 h vs. predeforming temperature for steel A and B deformed with predeforming stress (σ_{pre}); stress description, σ_{pre} for tempered steel A: 66 kg/mm^2 , σ_{pre} for tempered steel B: 53 kg/mm^2 , σ_{pre} for as hot rolled steel A: 81 kg/mm^2 , σ_{pre} for as hot rolled steel B: 60 kg/mm^2 .

加した可動転位が C, N 原子により十分に固着されていないため (試料中の固溶 (C+N) 量が少ない) に生じたものと考えられる。加工によつて生じた可動転位の歪時効による減少および高濃度の固溶 C, N 原子はリラクゼーション過程の単位時間中のクリープ変形量を減じ、リラクゼーション値を減少する。

組織の不均一な熱延材について、焼戻材の 20°C 加工の加工歪量と等しい歪量を生ずる応力、すなわち、A 鋼では 81 kg/mm^2 、B 鋼では 60 kg/mm^2 を加工応力として $20\sim 300^\circ\text{C}$ において加工した場合、Fig. 7 に破線で示すごとく A, B 両鋼の 10 h リラクゼーション値は歪時効が不均一なために焼戻材より大きい。なお、熱延材の A 鋼では 20°C 加工試料のリラクゼーション値が比較的小さいが、これはすでに述べたごとく A 鋼での固溶 (C+N) 量が B 鋼より多いために可動転位が固着されたことによる。

3.2 リラクゼーション値に及ぼす加工温度の影響

本実験において動的歪時効が最大の 220°C 加工および最少の 20°C 加工の 2 つの加工温度における加工歪量の影響を調べた。

3.2.1 加工材の機械的性質と加工歪量

A 鋼を 20°C および 220°C において加工応力 $60\sim 84 \text{ kg/mm}^2$ で加工し、除荷空冷ののちただちに 50°C の炉の中で 1 h の時効処理を行つた試料の 20°C における機械的性質と加工応力の関係を Fig. 8 (a) に示す。 220°C 加工の引張強さ、降伏応力および伸びは 20°C 加工より大きい。加工材の降伏応力と加工応力の差を応力

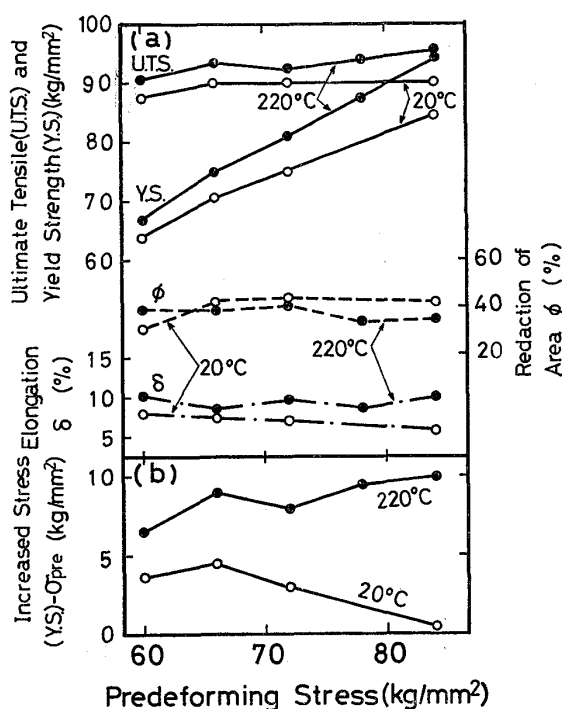


Fig. 8. Effect of predeforming stress (σ_{pre}) on the mechanical properties at room temperature and the increased stress for steel A predeformed at 20°C and 220°C. (a) Mechanical properties at room temperature vs. σ_{pre} . (b) Increased stress ((Y.S.) - σ_{pre}) vs. σ_{pre} .

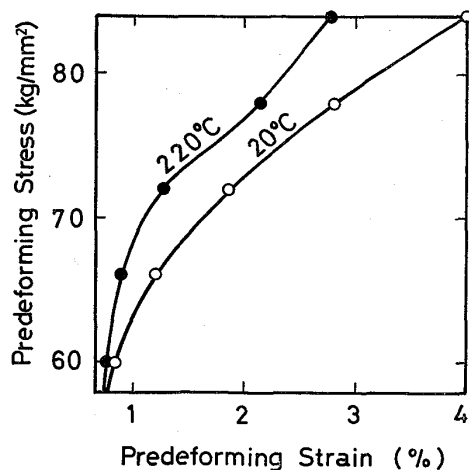


Fig. 9. Predeforming stress vs. predeforming strain for steel A predeformed at 20°C and 220°C.

増加量とし、加工応力との関係を Fig. 8 (b) に示す。20°C 加工の応力増加量は歪時効によるものであり、加工応力の増加（加工歪量の増加）にともなう減少する傾向にある。220°C 加工の応力増加量は前述のごとく歪時効によるものと、加工温度から 20°C へ冷却したことによる変形抵抗の増加によるものとの和であり、20°C 加工より大きく、かつ、加工応力の増加にともなう増

す傾向が認められる。

3.2.2 加工組織

Photo. 3 は A 鋼の 220°C 加工試料について組織と加工歪量の関係を示す。Photo. 3 (a)~(e) では (b) と (d), (d) と (e) の比較にみられるように、約 1% の加工歪量の増加によつてセメンタイトの破碎個所は増加し、平均的にみてセメンタイトの長さは 1/2 以下になっている。Photo. 1 (a) と Photo. 3 (c) の比較にみられるように 20°C 加工試料のセメンタイトの破碎は同一歪量の 220°C 加工試料に比較して少ない。しかし、いずれの加工温度でも破碎の程度は歪量にほぼ比例して増加²⁰⁾している。なお、セメンタイトの破碎にともなうボイドは認められなかった。

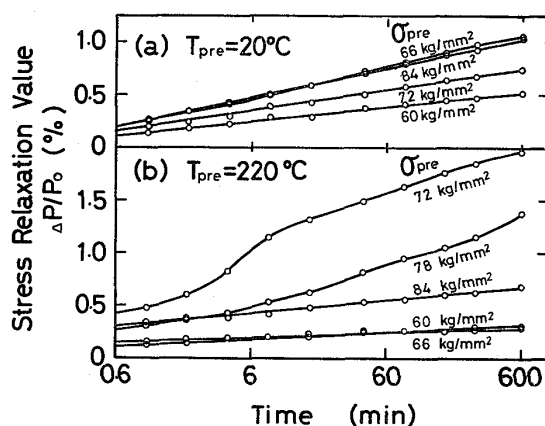


Fig. 10. Stress relaxation value vs. time for steel A deformed with predeforming stresses (σ_{pre}).

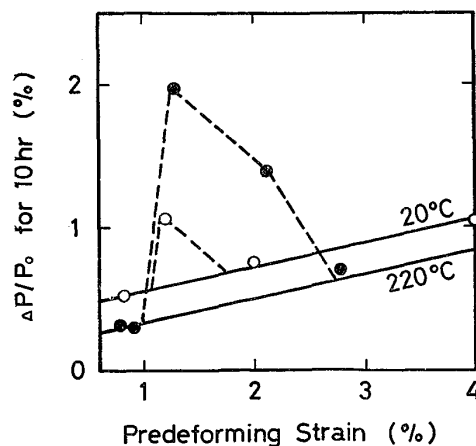


Fig. 11. Stress relaxation value for 10 h vs. predeforming strain for steel A predeformed at 20°C and 220°C.

Solid line shown as banded and broken lamellar cementite structure. Dotted line shown as partially broken lamellar cementite structure.

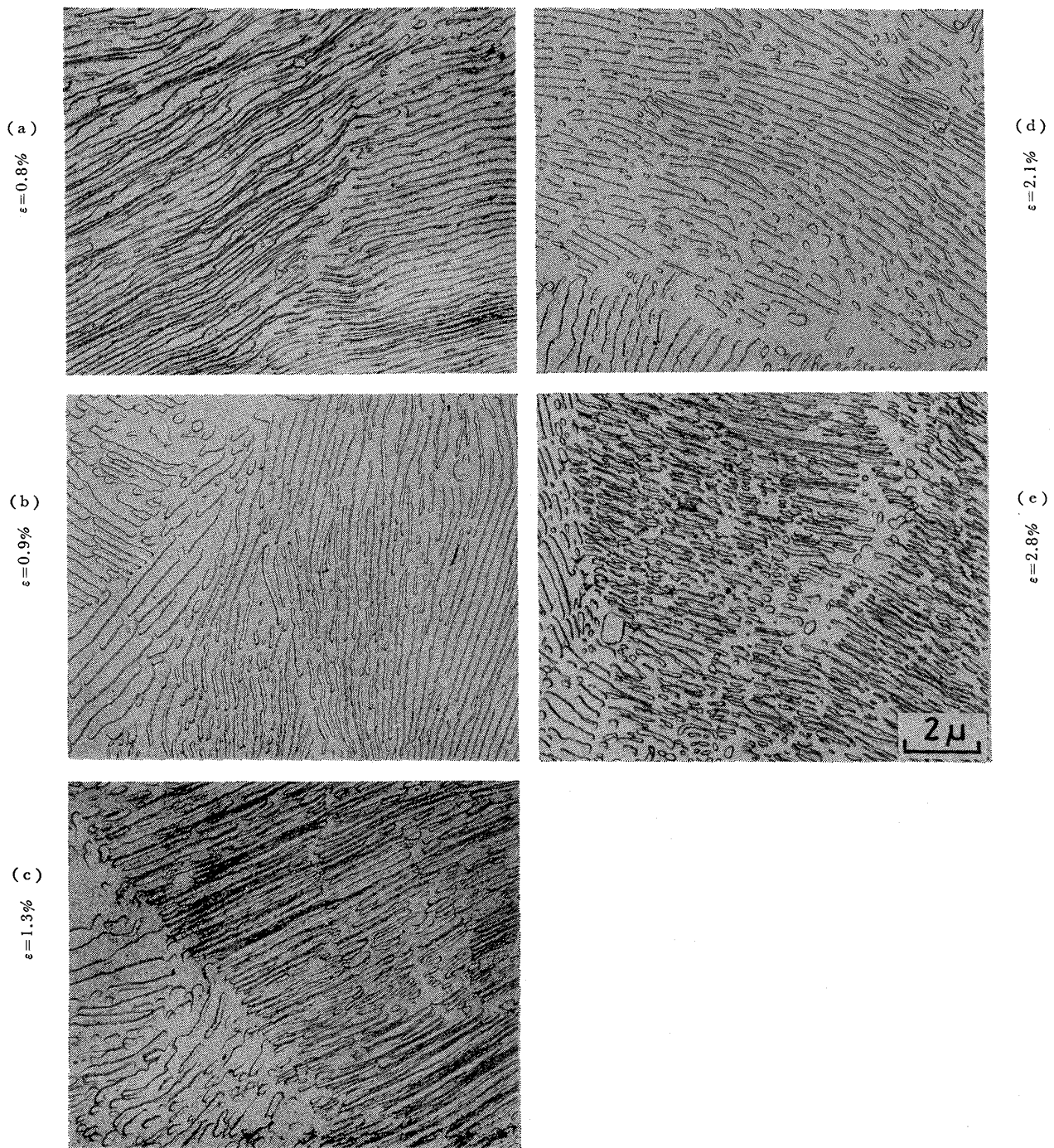


Photo. 3. The relation between electron micrographs and predeforming strain (ϵ) for steel A deformed with predeforming stresses of (a) 60 kg/mm², (b) 66 kg/mm², (c) 72 kg/mm², (d) 78 kg/mm² and (e) 84 kg/mm² at 220°C.

A鋼の加工応力と加工歪量の関係は Fig. 9 にみられるごとく、20°C ではみかけの加工硬化率は歪の増加にもなつてなめらかに減少するが、220°C では 72~78kg/mm² 附近で歪量が多くなっている。

3.2.3 リラクセーション値と加工歪量の関係

20°C 加工試料の場合、リラクセーション値と時間対数の関係 (Fig. 10 (a)) は加工応力 66 kg/mm² のも

のは若干蛇行曲線になつているがその他のものは直線の関係が成立する。220°C 加工試料の場合、リラクセーション値と時間対数の関係 (Fig. 10 (b)) が直線となるのは加工応力 60, 66 および 84 kg/mm² のものであり、72 および 78 kg/mm² の試料では蛇行曲線となる。

Fig. 10 の測定結果より、リラクセーション値に及ぼす加工歪量の影響を 10 h リラクセーション値と加工歪

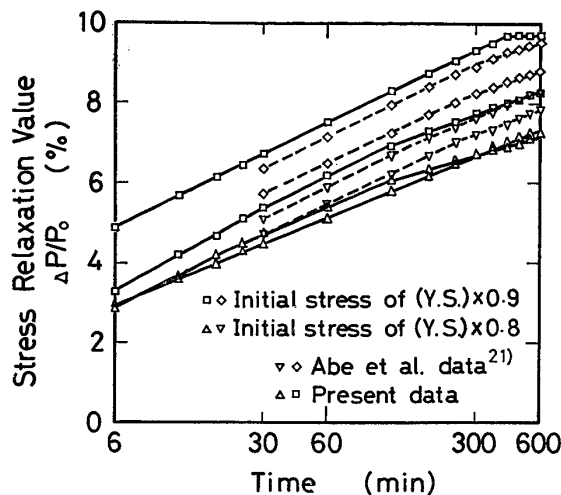


Fig. 12. Stress relaxation value vs. time for cold drawn steel C.

量の関係で整理すると Fig. 11 となる。20°C 加工の場合、リラクセーション値は加工歪量に比例して増加することを示している。220°C 加工の場合、加工歪量 1~2.5% の範囲では同一歪量の 20°C 加工よりもリラクセーション値が大きく、この範囲外ではリラクセーション値は加工歪量に比例して増加する傾向を示す。蛇行曲線を呈するものは破線で結ばれている。加工歪量が約 1% に達すると 20°C および 220°C の両加工とも蛇行曲線を呈し、リラクセーション値は著しく増加する。そして 220°C 加工の破線に顕著であるごとく、蛇行曲線を呈するもののリラクセーション値は加工歪量が増すと減少する。

蛇行曲線を呈する試料の組織は Photo. 1 および 3 にみられるごとくセメントナイトが部分的に破碎している。加工歪量が増してセメントナイトの破碎がより多くなり、組織が均一になるとリラクセーション値と時間対数の関係は再び直線となる。

このことは C 鋼を焼鈍後冷間引抜加工したままの、セメントナイトが均一に著しく破碎された試料についてリラクセーション試験を行つた結果 (Fig. 12) によつても確認される。強加工のため引張加工したものよりもリラクセーション値は大きい、時間対数に対して蛇行曲線とはならず折れた直線で近似できる。直線の勾配はいずれも長時間側の方が短時間側より小さく、リラクセーション試験中に歪時効が生じたことにより、リラクセーションの減少が認められたものと考えられる。なお、図中の破線はレバー式リラクセーション試験機による阿部ら²¹⁾の測定結果を比較のために示す。ほぼ等しい結果になっている。

これらの結果をまとめると加工によるセメントナイトの

破碎の影響は次のように考えられる。

加工の際セメントナイトが部分的に破碎すると、破碎したセメントナイトの近傍での内部応力レベルが他の場所より減少し局部的に転位が増加する。歪時効により試料全体で固着転位が増加する場合にも、これらの場所では平均的な場所に比べてより多くの可動転位が残存するものと考えられる。部分的な破碎がみられた試料において、蛇行曲線を呈し、かつ、大きなリラクセーション値を示したことはこのような部分がリラクセーション過程において優先的な転位の増殖場所として働くことを示している。しかし、さらに加工歪量を増すとセメントナイトは試料全体で均一に破碎されるために部分的な内部応力レベルの差はなくなり、転位の分布は平均化され、歪時効も均一に生じることにより蛇行曲線を示さなくなり、試料全体の可動転位密度は加工歪量とともに増加してリラクセーション値と加工歪量の関係は Fig. 11 に示すように直線となる。

Fig. 10 と Fig. 5 および 6 の蛇行曲線を比較すると第 2 段階歪時効の大きい 220°C 以上の加工ではリラクセーション現象に及ぼすセメントナイトの破碎の影響は小さい。これは転位が固着されやすいことによる。

4. 結 言

焼準→A₁ 点以下からの焼入→焼戻処理したフェライト+パーライト組織の 0.75%C 鋼 (A 鋼) および 0.50%C 鋼 (B 鋼) に 20~320°C において、1~4% の引張加工を施し、20°C において、加工試料の 0.2% 耐力の 80% を初期荷重として 10 h の応力リラクセーション試験を行い、リラクセーション値に及ぼす試料の加工温度、加工歪量および組織の影響を調査した結果を総括すれば次のとおりである。

(1) 加工歪にともなつて鉄炭化物、鉄窒化物が再溶解する温度 (170~320°C) では転位と C, N 原子の相互作用が最も大きく、この温度域 (特に 220°C) での引張加工は加工試料の歪時効効果が最大であり、室温のリラクセーション値は減少する。

(2) 引張加工によつてラメラセメントナイトが不均一に破碎する場合、10 h リラクセーション値は増加し、リラクセーション値と時間対数の関係は蛇行曲線となる。これはラメラセメントナイトの破碎により、破碎の近傍での転位が増加し、歪時効後もその部分にはより多くの可動転位が残存し、リラクセーション時に局部的な可動転位の増加が生じたためと考えられる。

(3) 加工によつてセメントナイトがほとんど破碎しない場合、あるいは破碎しても破碎個所が優先的な転位の

増殖場所として働かない場合，リラクセーション値と時間対数の関係は直線となり，10 h リラクセーション値は各加工温度において加工歪量に比例して増加する。

終りに，試料を御提供頂いた株式会社神戸製鋼所の関係各位，本研究の遂行にあたり御協力頂いた新日本製鉄株式会社釜石製鉄所研究所阿部泰久副部長，また有意義な御討論を頂いた防衛大学校機械工学教室石崎哲郎教授に深く感謝の意を表する。

文 献

- 1) I. GUPTA and J. C. M. LI: Met. Trans., 1 (1970), p. 2323
- 2) P. GROH and R. CONTE: Acta Met., 19 (1971), p. 895
- 3) 五弓勇雄，岸 輝雄，小椋 学：日本金属学会誌，32 (1968)，p. 289
- 4) 阿部泰久，小椋 学，佐藤 洋，壺岐武彦：鉄と鋼，58 (1972)，S. 541
- 5) 阿部泰久，村上雅昭，小椋 学，佐藤 洋：鉄と鋼，60 (1974)，S. 631
- 6) 赤城 正，横田貞介，五弓勇雄：鉄と鋼，63 (1977)，p. 139
- 7) 角山浩三，鈴木秀次：日本金属学会誌，39(1975)，p. 838
- 8) 五弓勇雄，橋本健治：日本金属学会誌，31(1967)，p. 352
- 9) 山田凱朗：鉄と鋼，60 (1974)，p. 1624，61 (1975)，p. 119
- 10) J. D. BAIRD and A. JAMIESON: N. P. L. Symposium on "The relation between structure and mechanical properties of metals" 15 (1963)，p. 361
- 11) P. HAASEN and A. KELLY: Acta Met., 5 (1957)，p. 192
- 12) J. D. BAIRD: Iron and Steel, 36 (1963)，p. 326
- 13) W. KÖSTER and G. KAMPSCHULTE: Arch. Eisenhüttenw., 32 (1961)，p. 809
- 14) J. GLEN, J. LESSELLS, and R. R. BARR: Preprint for Joint International Conference on Creep (1963). J. GLEN: JISI, 186 (1957)，p. 21
- 15) J. D. BAIRD and A. JAMIESON: JISI, 204 (1966)，p. 793
- 16) 井上 毅，木下修司：鉄と鋼，62 (1976)，p. 90
- 17) 石崎哲郎，中村義一：防衛大学校理工学研究報告，14 (1976)，p. 179
- 18) 井上明久，小倉次夫，増本 健：日本金属学会誌，39 (1973)，p. 875
- 19) 薬師寺正雄，近藤喜之，松本弘司，岡本 平：日本金属学会誌，39 (1975)，p. 606
- 20) T. C. LINDLEY, G. OATES, and C. E. RICHARDS: Acta Met., 18 (1970)，p. 1127
- 21) 阿部泰久：私信