

Fig. 4. Relationship between load and multiple factor at tip of internal defects.

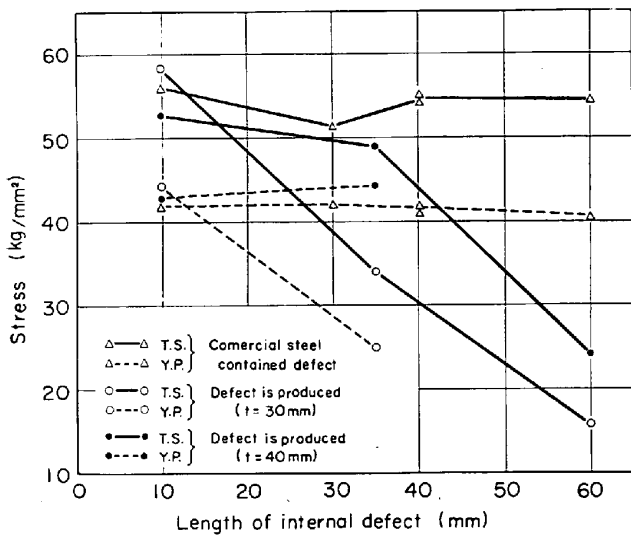


Fig. 5. Relationship between stress and length of internal defects.

した。

5. 結 言

光弾性試験および人工欠陥材試験により欠陥の拡がり
と機械的性質との関係を明らかにし、また実用性試験の
意味で実用鋼欠陥材の十字型引張試験を行ない、水平部
材中央部に存在する欠陥は引張特性にほとんど問題ない
ことを示した。

文 献

- 1) 森永, 他: 鉄と鋼, 52 (1966) 4, p. 800.

- 2) H. W. LIU: 材料科学, 1 (1964), p. 142
- 3) 大橋: 日本機械学会誌, 63 (1960), 11, p. 1434
- 4) 西岡: 住友金属, (1960) 12, p. 41
- 5) B. I. EDELSON: Trans. Amer. Soc. Metals, 56 (1963) 3, p. 83

(186) 軟鋼の高ひずみ変形抵抗の温度依存性および加工軟化現象について

東京工業大学

工博 作井 誠太・工博 中村 正久

〃 大学院 ○大宝 雄蔵

On the Temperature Dependence of Flow Stress at High Strain Range and Work Softening Phenomenon in Mild Steel.

Dr. Seita SAKUI, Dr. Tadahisa NAKAMURA and Yuzo OHTAKARA.

1. 緒 言

材料の変形抵抗の温度およびひずみ速度依存性は材料強度の本性的研究の一方法であるが、軟鋼のような鉄の変形抵抗の温度依存性については、BASINSKI と CHRISTIAN¹⁾ が純鉄(Ferrovac) について行なった differential な試験以来、fcc 金属とは対照的²⁾ に変形抵抗の温度およびひずみ速度依存性がひずみによらず一定という結果が多く得られている³⁾。引張試験では局部収縮が起こるため、測定が行なわれるひずみ域は小さく、変形速度は 10^{-3} sec^{-1} 程度の遅いものが多い。

本実験では、衝撃ねじり試験機を用いて、ねじり試験の特長である高ひずみまで均一変形が得られる点を利用して、せん断ひずみ速度 $\dot{\gamma} = 6.4 \times 10^{-3} \text{ sec}^{-1}$ および $\sim 1 \text{ sec}^{-1}$ での 0.15%C 軟鋼の differential な試験を行ない、大きい変形量に至る変形抵抗の温度依存性を測定した。また焼入れ試料について試験温度を下げたときに加工軟化現象を観察したので、これらについて報告する。

2. 実 験 方 法

2.1 試験機

本実験で使用した大型衝撃ねじり試験機の詳細はすでに報告した⁴⁾⁵⁾。本試験機は遠隔操作または手動により変形を中断することができる。

2.2 試料

試料軟鋼はアルミキルドの 22 mm ϕ 丸棒の熱間圧延材で、化学組成は 0.15%C, 0.21%Si, 0.44%Mn, 0.013%P, 0.019%S である。焼鈍温度を調節し、平均結晶粒径が 0.022~0.115 mm の 6 種の粒度の試料を得、その後一部を 700°C, 1 hr 加熱後水焼入れして、外径 $D_1 = 12 \text{ mm}$, 内径 $D_2 = 8 \text{ mm}$, 平行長 $L = 7 \text{ mm}$ (焼鈍材), 25.1 mm および 20 mm (焼入れ材) の試験片に機械加工した。このほかに、 $D_1 = 13$, $D_2 = 9$, $L = 15 \text{ mm}$ の試験片に素材より加工後、930°C, 90 min の真空焼鈍した試料を、静的試験で前ひずみを与える実験に用いた。

2.3 実験方法

試験結果は半導体ゲージで検出したトルク対時間曲線

としてシンクロスコープで記録したトルク値 M から (1) 式によつてせん断応力 τ を, (2) 式よりせん断ひずみ γ を求めた. ここでは回転数, $D_m = (D_1 + D_2)/2$ である.

$$\tau = \frac{12M}{\pi(D_1^3 - D_2^3)} \dots\dots\dots (1)$$

$$\gamma = \frac{\pi D_m}{L} \cdot n \dots\dots\dots (2)$$

3. 実験結果および考察

3.1 軟鋼の変形抵抗の温度依存性

Fig. 1 は結晶粒径 0.028 mm の焼鈍試料についての differential な試験の結果の 1 例であつて, $\dot{\gamma} = 1.6 \text{ sec}^{-1}$ である. A は室温で, $\gamma \approx 38\%$ の変形を与えたときの τ - γ 曲線であり, B はその後試験温度を -78°C に下げてさらに 25% 変形したもの, C は再び室温で変形した時の変形曲線である. 試験は試験片が破断するまで 2 つの試験温度で繰り返し, 変形を続ける. B と C の間, 試験片は -78°C に保持しておいた. B では 3.3 で述べる加工軟化の傾向が観察される. 図中に記す τ_1 と τ_2 の差 $\Delta\tau (= \tau_2 - \tau_1)$ は室温でひずみ γ_1 まで変形した状態での変形抵抗の温度依存性を表わす. 焼鈍試料および焼入れ試料について, ひずみ γ に対してこの変形抵抗の温度依存性 $\Delta\tau$ をプロットすると Fig. 2 (A) および (B) のごとくなる. また Fig. 2 (A) および (B) の結果には結晶粒度の異なる試料も含まれているが, $\Delta\tau$ に対する結晶粒度の影響は認められなかつた. Fig. 2 (A) のうち, 室温において変形後温度を -196°C に変えた場合には, ほとんどがぜい性破壊をした.

Fig. 2 (A) および (B) から, 焼鈍および焼入れした軟鋼の変形速度 $\dot{\gamma} \approx 1 \text{ sec}^{-1}$ で, 室温の変形における変形抵抗の温度依存性 $\Delta\tau$ はひずみ γ が 150% までに変化してもひずみに依存しないといえる.

Fig. 2 (A) および (B) の実験では, 変形温度を RT $\rightarrow -78^\circ\text{C} \rightarrow \text{RT} \rightarrow -78^\circ\text{C}$ と繰り返しているので, 変形抵抗の温度依存性に異なる温度での変形の影響が入っていることが考えられる. この問題を除くために, 静的に ($\dot{\gamma} = 6.4 \times 10^{-3} \text{ sec}^{-1}$), 室温において $\gamma = 3\% \sim 160\%$ までのいろいろな前ひずみを与えた後に試験温度を -78°C に下げて静的に変形を続けた場合および変形速度を $\dot{\gamma} = 2.3 \text{ sec}^{-1}$ に上げて室温で変形した時の変形抵抗の温度依存性およびひずみ速度依存性を求めた結果を

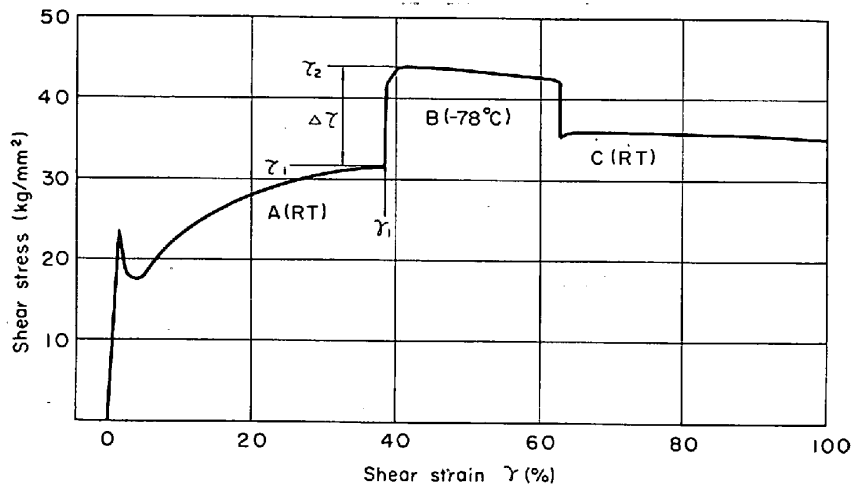


Fig. 1. An example of flow curves of annealed mild steel at shear strain rate $\dot{\gamma} = 1.6 \text{ sec}^{-1}$.

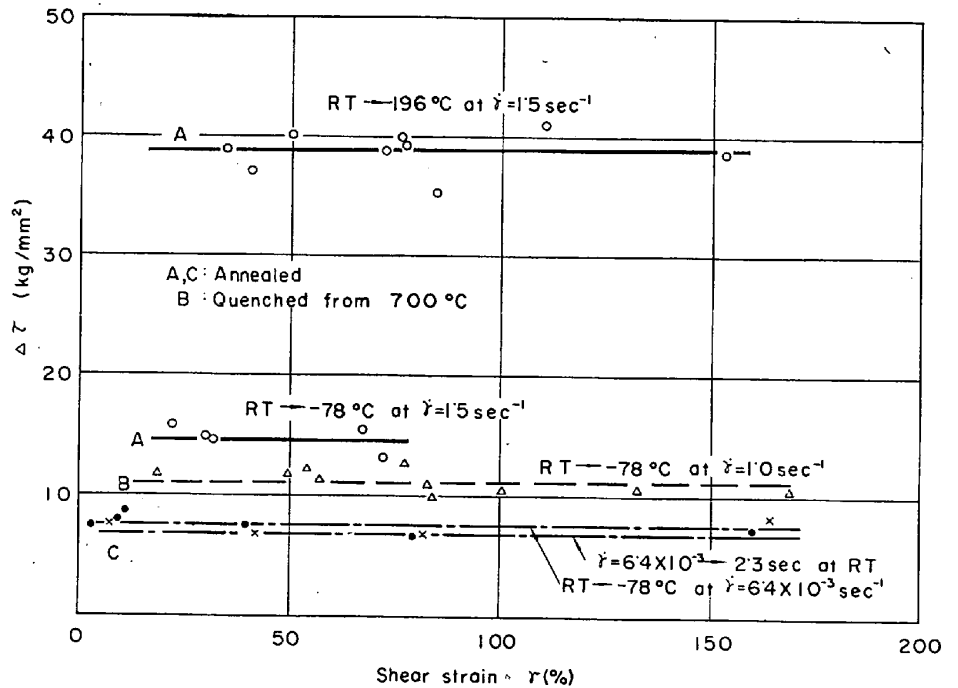


Fig. 2. Temperature dependence of flow stress in annealed and quenched 0.15% C mild steel.

Fig. 2 (C) に示す. これから, 軟鋼の室温の静的変形における変形抵抗の温度およびひずみ速度依存性は, $\gamma = 160\%$ までのすべてのひずみ量の範囲で, それぞれひずみ量によらず一定であることが明らかである.

この結果から軟鋼のひずみ硬化についての考察を次節で行なう.

3.2 軟鋼のひずみ硬化についての一考察

せん断ひずみ速度 $\dot{\gamma}$ は, 変形に寄与している転位密度 ρ , 転位の平均運動速度 v およびパーガース・ベクトル b によつて (3) 式のように表わすことができる.

$$\dot{\gamma} = \rho b v \dots\dots\dots (3)$$

JOHNSTON と GILMAN⁶⁾ が直接測定した LiF 結晶中の転位の速度と応力の関係は, STEIN and LOW⁷⁾ によつ

て 3.25%Si-Fe 結晶にも認められており (4) 式で表わされる⁸⁾。

$$v = (\tau^*/D)^m \dots\dots\dots (4)$$

ここで τ^* はもともとひずみ硬化していない結晶に対して求めた外力であつて、ひずみ硬化している結晶に対しては転位に有効に働いている応力 (有効応力) と考えてよい。D および m は定数で STEIN and LOW⁷⁾ によれば、温度 198°K および 293°K で、m の値はそれぞれ 38 および 35、D の値は 2.3 および 2.0×10^9 dynes/cm² である。

MICHALACK⁸⁾ は (4) 式を用いて、純鉄のひずみ硬化の内容について議論している。彼は strain rate cycling test を行なつて m 値を求めることから始めているが、ここでは温度変化による変形抵抗の変化から考えてみる。

Fig. 1 の τ_1, τ_2 に対し (3) と (4) 式中のパラメーターをそれぞれ $[\tau_1^*, m_1, D_1, \rho_1]$, $[\tau_2^*, m_2, D_2, \rho_2]$ とする。 $\dot{\gamma}$ は一定であるから (3), (4) 式から

$$\rho_1 b (\tau_1^*/D_1)^{m_1} = \rho_2 b (\tau_2^*/D_2)^{m_2} \dots\dots\dots (5)$$

と書くことができる。(5) 式を変形し、(7) 式を得る。

$$\begin{aligned} (\rho_1/\rho_2)^{1/m_1} (\tau_1^*/D_1) &= (\tau_2^*/D_2) \left[1 + \frac{m_2 - m_1}{m_1} \right. \\ &\left. (\rho_1/\rho_2)^{1/m_1} (\tau_1^*/D_1) \right. \\ &\left. \approx (\tau_2^*/D_2) \left\{ 1 + \frac{\Delta m}{m_1} \log (\tau_2^*/D_2) \right\} \dots (6) \end{aligned}$$

$\rho_1 = \rho_2$ と考えることができ、 $(\Delta m/m) \log (\tau_2^*/D_2)$ は、 D_2 の値を考慮すると、 τ_2^* は D_2 と同程度の大きさと考えられるので、無視できると仮定すると (6) 式は簡単な次式に置き換えることができる。

$$\tau_1^*/D_1 = \tau_2^*/D_2 \dots\dots\dots (7)$$

また τ_1^* は $\gamma = \gamma_1$ におけるひずみ硬化による長範囲内部応力 $\tau_{\mu 1}$ と (8) 式の関係がある。

$$\tau_1^* = \tau_1 - \tau_{\mu 1} \dots\dots\dots (8)$$

さらに

$$\tau_2^* = \tau_1^* + \Delta\tau \dots\dots\dots (9)$$

であるから (8) および (9) 式を (7) 式に代入して

$$\tau_{\mu 1} = \tau_1 - \frac{D_1}{D_2 - D_1} \Delta\tau \dots\dots\dots (10)$$

なる関係を得る。Fig. 2 (C) の結果は $\Delta\tau$ がひずみ量によらず一定であることを示しているから

$$\tau_{\mu} = \tau - \text{const.} \dots\dots\dots (11)$$

となり、軟鋼の室温の静的変形では、変形抵抗 τ の中のひずみ硬化分 τ_{μ} は τ と平行にひずみと共に増加し、有効応力 τ^* はひずみによらず一定であり⁸⁾、(3), (4) 式から、変形に寄与している転位密度は一定⁸⁾であるという結論を得る。

3.3 軟鋼の加工軟化現象

加工軟化現象は fcc 金属を低温での変形にひきつづき、それより高い温度で変形した時に起こる²⁾のは一般的である。bcc 金属では fcc におけ

るような加工軟化は観察されていないようであるが、BASINSKI, と CHRISTIAN¹⁾ は脱炭鉄を低温で引張変形し、途中ひずみ速度を 10 倍に増したときに降伏点を観察し、転位の急な増加によるものと考えている。

Fig. 3 は結晶粒径 0.028 mm の焼入れ試料を $\dot{\gamma} = 1.6 \text{ sec}^{-1}$ で differential な試験を行なつた時の変形曲線群で、A は室温での変形曲線で、B および C はその後試験温度を -78°C および -115°C に下げて変形した曲線である。曲線 B, C には、ともに、変形の初期に明瞭な降伏点を示しており、変形の進行とともに応力は減少し、その速度は -115°C における曲線 C のほうが大きい。D, E はそれぞれはじめから -78°C , -115°C で変形したもので、B と D および C と E とをそれぞれ比較すれば加工軟化が明らかとなる。すなわち B と C のひずみ域で D の変形曲線は加工硬化を示しており、E はわずかに変形抵抗が減少傾向にあるのみで減少の程度は C と比較すれば非常に小さい。F は B の -78°C での変形後再び室温 (この間試験片は -78°C に保持しておいた) で変形したものであり、曲線 A を延長したものと比較すれば、 -78°C での B の変形曲線は加工軟化を示しているにもかかわらず、加工硬化の影響を与えていることがわかる。Fig. 1 は同じ結晶粒度の焼鈍材についての実験結果であるが、室温での変形後の -78°C での変形曲線の立ち上りには降伏点は観察できないが、やはり加工軟化は認められる。

この現象についてはまだデータが少なく、さらに実験を行ない検討することを予定しており、十分な解釈を下すことはできないが、この加工軟化現象は変形に寄与する転位密度の増加によるものと考えられる。曲線 A からわかるように、室温での前ひずみ量が大きくて試料はかなりの加工硬化状態にまで達しており、また D および E のせん断ひずみ 40~80% の間の変形曲線がほとんど加工硬化のないものであること、およびさきの考察よりこの部分で変形に寄与している転位密度が一定であることを考え合せば、この解釈は妥当のように思われる。つぎに、この温度を低下させた場合の変形に寄与する転位

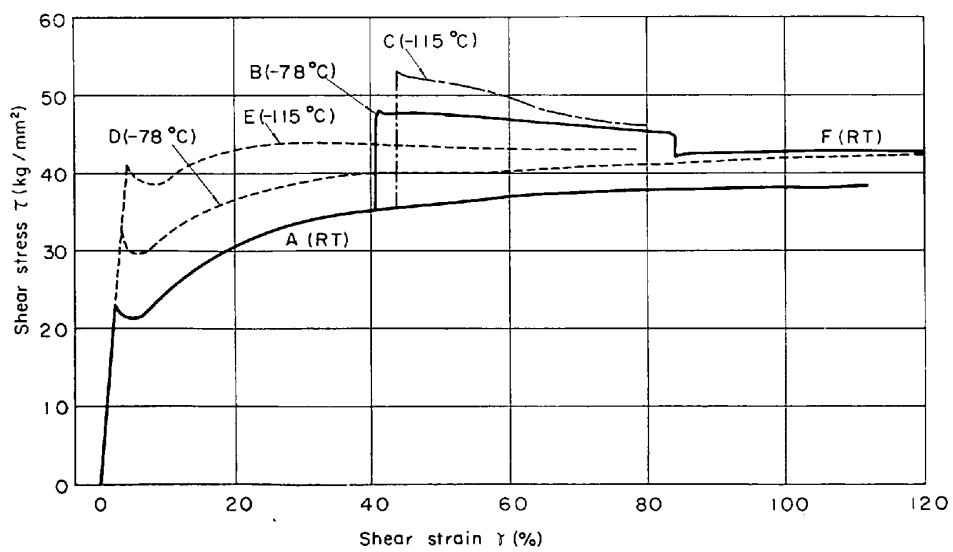


Fig. 3. Work softening phenomena in quenched mild steel. ($\dot{\gamma} = 1.6 \text{ sec}^{-1}$)

密度の増加の内容であるが、室温での変形により内部組織は十分セル組織が発達していると考えられ¹⁾、その後低温で変形するときには、有効応力は Fig. 3 からわかるように 10~15 kg/mm² 増加し大きくなるので、転位が運動しやすいものになり、したがって実際に変形に寄与している転位密度の増加となり、(3) 式から変形抵抗の減少が起るものと思われる。

4. 結 言

軟鋼を室温 ~ -196°C, ひずみ速度 10⁻³~1 sec⁻¹ の範囲で differential なねじり試験を行なつて次の結論を得た。

(1) 室温変形における加工硬化は、外力-ひずみ曲線に平行であり、変形に寄与する有効応力は全ひずみ領域でひずみに関係なく一定であった。

(2) かなり大きいひずみまで加工硬化をうけた試料を、低温で変形させたときに大きい加工軟化型の応力-ひずみ曲線が存在することを認めた。またこの現象は焼鈍試料より焼入れ試料において顕著であった。

以上の諸点について JOHNSTON と GILMAN の転位速度および密度に基づく考察を行なつた。

文 献

- 1) Z. S. BASINSKI and J. W. CHRISTIAN: Austral. J. Phys., 13 (1960), p. 299
- 2) A. H. COTTRELL and R. J. STOKES: Proc. Phys. Soc. (London), 233A (1955), p. 17
- 3) H. CONRAD and G. SCHOECK: Acta Met., 8 (1960), p. 791
- 4) 作井, 中村, 津村: 材料, 印刷中.
- 5) 作井, 中村: 鉄と鋼, 50 (1964), p. 593
- 6) W. G. JOHNSTON and J. J. GILMAN: Jour. Appl. Phys., 30 (1959), p. 129
- 7) D. F. STEIN and J. R. Low JR.: J. Appl. Phys., 31 (1960), p. 362
- 8) J. T. MICHALACK: Acta Met., 13 (1965), p. 213
- 9) R. W. GUARD: Acta Met., 9 (1961), p. 163
- 10) W. G. JOHNSTON and D. F. STEIN: Acta Met., 11 (1963), p. 317
- 11) A. S. KEH and S. WEISSMAN: Electron Microscopy and Strength of Crystal, (1963), Interscience

(187) 不安定オーステナイト・ステンレス鋼の塑性変形におよぼす引張速度の影響

日新製鋼, 周南製鋼所

岩宮 久・前田太郎・○星野和夫

Effect of Tensile-Straining Rate upon Plastic Deformation Behavior of the Unstable Austenitic Stainless Steel.

Hisashi IWAMIYA, Taro MAEDA and Kazuo HOSHINO.

1. 結 言

常温以下に冷却したり, 常温で加工をほどこしたりす

る場合に容易に γ - α 変態するオーステナイト系ステンレス鋼については, Fe-Ni 系および SUS 27 を中心にして, 古くから多くの研究がなされ^{1)~7)}, 結晶学的にも Bain の説明に端を発し⁸⁾, 転位論を導入するに至つておおいに発展してきた。

一方商用鋼種として SUS 27 より不安定な SUS 39 がその加工硬化特性の高いことから, 最近広い用途をもち, 特に焼鈍状態では, 張り出し成形を加味した絞り用材として用いられているが, 各特性値は, 成分値によつて大きく左右されるとともに, 試験条件によつてその影響度が異なつてくるので, 引張特性値におよぼす引張速度の影響について検討した。

2. 供試材および実験方法

30 kg 高周波炉で大気中で溶製し, 熱延, 冷延を経て 0.5 mm 厚の焼鈍材を得た。分析結果, 熱膨張測定装置で実測した。Ms 点および EICHELMAN の式⁹⁾ および著者らの実験式によつて算出した Ms 点を Table 1 に示す。

引張試験は, 応力勾配の比較的著しい JIS 5号試験片で, 伸び検出器を用いて, 荷重-伸びを記録しながら, 所定ひずみ量まで 10 t・アムスラー万能試験機で引張つた。引張速度はクロス・ヘッド速度で調整した。

塑性変形過程は, 荷重-伸び曲線を (1) 式によつて真応力-真ひずみ線図になおして検討した。

$$\left. \begin{aligned} \epsilon &= \ln(1 + \lambda) \\ \sigma &= P(1 + \lambda)/A_0 \end{aligned} \right\} \dots\dots\dots (1)$$

ここで, ϵ : 真ひずみ, λ : 公称ひずみ, σ : 真応力, P : 荷重, A_0 : 厚断面積を示す。

なお, γ - α 変態に伴う線膨張は, 微少なので無視した²⁾。

マルテンサイトの定量は, 多くの場合磁気天秤, 電気抵抗でなされているが, それぞれ一長一短があるので今回は Forner によつて提唱された振動試料型磁力計^{9), 10)}を使用した。この装置の概要を Fig. 1 に示した。所定のひずみを与えた各引張り試験片の中央部より 5 mm ϕ の小円板を切削によつて切り出し, 12000 Oe. の磁場中で 80 c/s の振動を与えて, 標準ニッケルおよび試料から誘起される起電力を測定して飽和磁化を算出し, (2) 式からマルテンサイト量を求めた。

$$\text{Mar} (\%) = \sigma_s / \sigma_0 \times 100 \dots\dots\dots (2)$$

ここで, σ_s : 各試料の飽和磁化, σ_0 : 各試料において

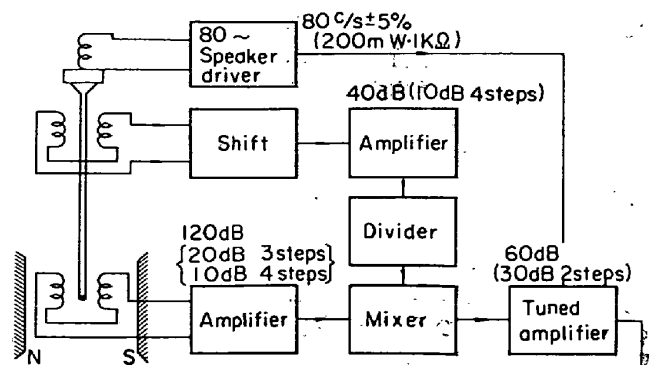


Fig. 1. Block diagram of electronic system for vibrating-sample magnetometer.