

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¹¹⁾、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^{12)~17)}, 結晶学的にも Bain の説明に端を発し¹⁸⁾, 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¹⁹⁾ 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²⁰⁾。

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

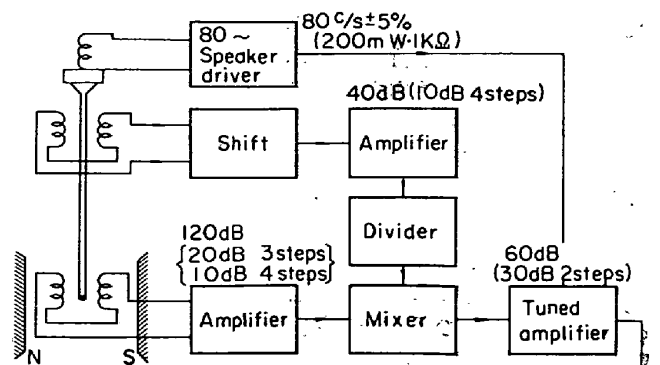


Fig. 1. Block diagram of electronic system for vibrating-sample magnetometer.

Table 1. Chemical compositions, and Ms points measured by dilatometer (1), calculated from EICHELMAN's formula (2) and experimental formula (3).

Sample	Chemical composition (%)									Ms point (°C)		
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	N	(1)	(2)	(3)
A	0.07	0.45	1.15	0.018	0.005	17.01	6.48	0.08	0.027	-44	-34	-40
B	0.06	0.49	1.15	0.019	0.007	17.58	7.55	0.09	0.024	-106	-81	-109
C	0.12	0.49	1.09	0.014	0.008	17.45	7.55	0.32	0.030	< -170	-183	-186

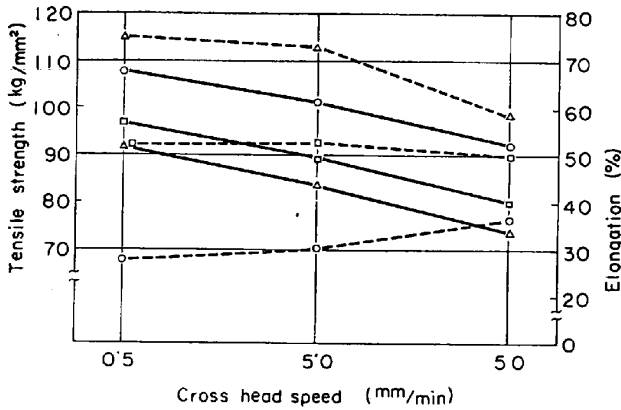


Fig. 2. Effect of strain rate upon tensile strength and elongation. Heavy and dotted lines indicate tensile strength and elongation respectively. Sample A, B and C are indicated by symbol ○, □ and △.

100% マルテンサイトのときの飽和磁化を意味する。

したがって、 σ_0 は K. HOSELITZ のデータ¹²⁾にも示されているように成分に差のある A, B および C の間では異なるが、平均的な値 160 c. g. s. を用いた。

3. 実験結果

引張速さが引張強さ、伸びにおよぼす影響を Fig. 2 に示した。引張速さは、試料 A, B, C ともに引張速さの増大するにつれて低下し、しかもその効果は A, B, C ともほぼ同一である。引張速さの伸びにおよぼす影響は、 γ 相の安定性によつて異なり、 γ 相の非常に不安定な A は、引張速さの増加につれてその伸びを増し、中間的な B は比較的引張速さに左右されず、比較的安定な C は引張速さの減少につれてその伸びを著しく増している。

SUS 39 は、加工硬化性が著しく、一般にいわれている実験式 (3) がもはや成り立たないため、加工硬化係数 (n) を用いてその加工硬化性を評価し得ない。

$$\sigma = c\epsilon^n \dots \dots \dots (3)$$

ここで、 σ : 真応力、 ϵ : 真ひずみ、 c : 材料によつて定まる定数、 n : 加工硬化係数を意味する。

すなわち、SUS 39 の塑性曲線の真応力-真ひずみの関係は Fig. 3 に示すような様相を呈し、その塑性変形過程は 3 つの連続した傾斜の異なる直線部分から成立しているとみなされる。

真ひずみ 0 に外挿した初期真応力値は、 γ 相の不安定な A, B, C 順に低いが、第 1 段階の直線の勾配は各試料中に差は認められず、同一試料内では引張強さの影響を受けていない。

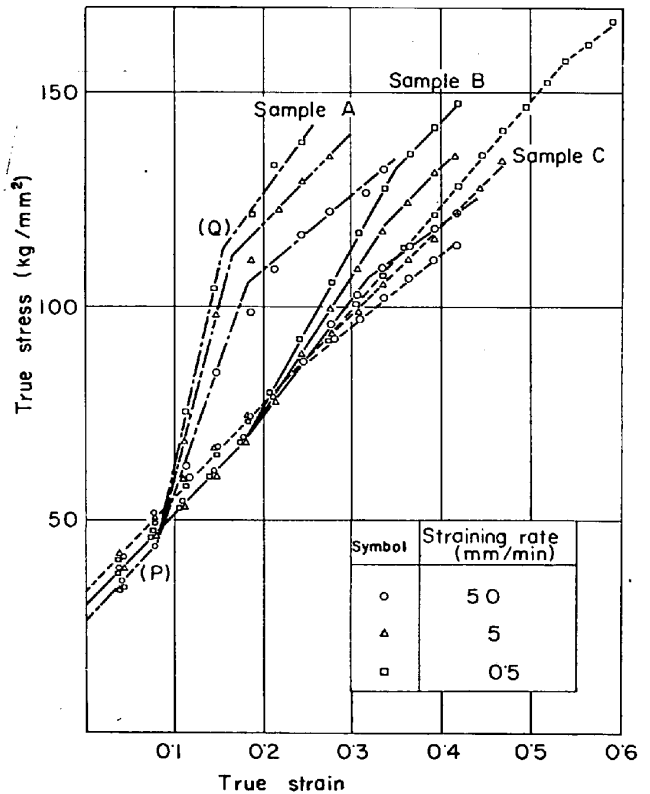


Fig. 3. Relation between true stress and true strain.

第 1 段階から第 2 段階に移行する折点 (P) は安定な試料ほど高ひずみ側に移行し、同一試料内では、引張速さの影響はほとんど見受けられない。

第 2 段階の線分は、SUS 39 の塑性変形過程を律する直線と考えられ、その変形過程は、実験式 (4) のとき簡明な式であらわされる。

$$\sigma = \sigma_i + H\epsilon \dots \dots \dots (4)$$

ここで、 σ : 真応力、 σ_i : 真ひずみ 0 に外挿した初期真応力値、 ϵ : 真ひずみを意味し、 H は加工硬化特性値とも仮称すべき指標で、 γ 相の不安定なものほど大きい値を示すと同時に、同一試料内でも引張速さが減るにしたがつて大きい値を示す。

第 2 段階より第 3 段階に移行する折点 (Q) は、不均一変形の開始点と考えるのが妥当であろう。

Fig. 4 に変形量とマルテンサイト生成量の関係を示した。各試料ともその塑性変形を律するひずみ領域でマルテンサイト生成量は著しい立上りを示しているが、その立上りを示すひずみ量は、 γ 相の安定性の増すにつれて高ひずみ側に移行し、高ひずみ側では、マルテンサイト

生成量は飽和状態に達し、その飽和量は材料の安定度の低いほど多く、同一試料では引張強さの遅いほど多い。また、同一試料での引張強さの影響度は、ひずみ量の増加につれて顕著になっている。

4. 考察および結言

SUS 39 においては、準静的範囲での引張速さが引張特性値に大きく影響し、しかもその影響のおよぼし方および程度も γ 相の安定性によって異なっている。これは、この種の材料においては、その向き方向に [110], [112] の違いがあるが¹¹⁾ 向き型変形と γ - α 変態型変形の両者とその塑性変形の全機構を構成し、外力のなす仕事の一部は変形エネルギーとして働き、大部分は向き面 (111) における摩擦熱として消費散逸されることおよび Ms 点よりあまり高くない温度では、 γ - α 変態を促進するに要する臨界分解剪断応力は向き型変形に要するそれよりも小さいので、 γ - α 変態が塑性流動の主体をなし、一方 Md 点以上では向き型変形が塑性流動の主体をなすことを考えあわせればよく説明しうる。

すなわち、Ms 点の高い試料 A では、変形初期から γ - α 変態のひずみ核が活性化されているため、 γ - α 型変態が生じ、生成されたマルテンサイトのために急激な温度上昇をもたらす。Ms 点の低い試料 C では、与えられた変形エネルギーの大部分は、向き型変形に費され、変形量が増して始めてひずみ核のエネルギー順位が高まり、 γ - α 変態を生じている。このマルテンサイト生成挙動はよく材料の塑性変形過程と一致し、Ms 点の高い材料は小さい応力で降伏し、その硬化曲線もマルテンサイト生成に類似した様相を呈し、マルテンサイト量の多い材料が高い破断強度を示している。したがって、点 (P) は、Ms 点と同様材料の γ 相の安定性を評価する 1 つの指標にも成りうると考えられる。

一方、引張速さの大きいときは、向き面における摩擦熱は十分外部に放出されないで、あたかも断熱の様相を呈し、変形の増すにつれて材温は上昇する。したがって、同一試料でも引張速さが大きいと、 γ - α 変態に要する臨界分解剪断応力が大きくなり、その反面向きに要するそれは小さくなって、マルテンサイト生成量が少なく、この事実が塑性変形過程の差および引張強さの差としてあらわれている。

また、伸びは一般に変形速度の増加につれて低下するが、試料 A では、逆に向き型変形のため硬化速度がおそくなり増加している。試料 B は、互いに逆の作用が相殺しあつて引張速さの影響をほとんど受けていない。

文 献

- 1) L. KAUFMAN and MOHEN: J. Metals, 8 (1956), p. 1393
- 2) T. ANGEL: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 177 (1954), p. 165
- 3) B. CINA: *ibid.*, 177 (1954), p. 406
- 4) C. B. POST and W. C. EBERLY: Trans. Amer. Soc. Metals, 39 (1947), p. 868
- 5) G. H. EICHELMAN and F. C. HULL: *ibid.*, 45 (1953), p. 77
- 6) B. L. AVERBACH and M. COHEN: *ibid.*, 47 (1955), p. 267

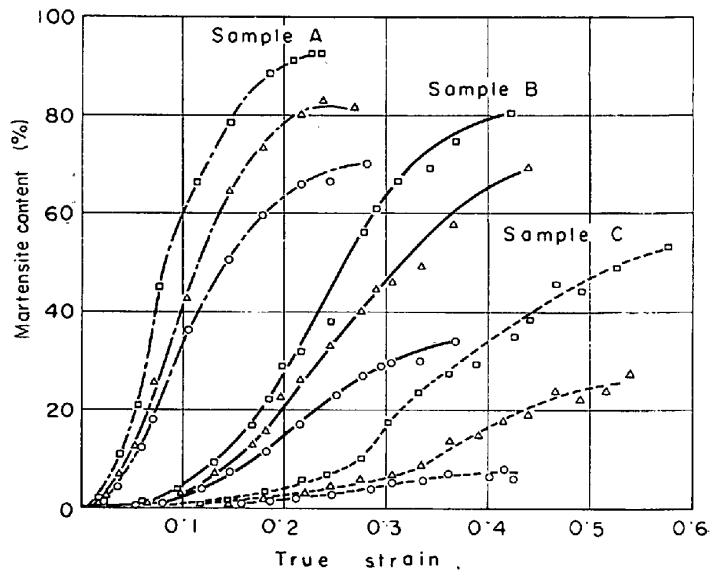


Fig. 4. Relation between martensite content and true strain. Symbols \circ , \triangle and \square indicate strain-rate 50, 5 and 0.5 mm/min. respectively.

- 7) S. A. KULIN and M. COHEN: Trans. Met. Soc., Amer. Inst. Min., Met., & Pet. Eng., 194 (1952), p. 661
- 8) E. C. BAIN: *ibid.*, 70 (1925), p. 25
- 9) S. FONER: Rev. Sci. Instrum., 30 (1959), P. 548
- 10) 広田, 根市, 千葉: National Tech. Report, 10 (1964), p. 370
- 11) R. LAGNEBORG: Acta Met., 12 (1964), p. 823
- 12) K. HOSELITZ: Ferromagnetic Properties of Metals and Alloys (1952), p. 297 [Oxford, Clarendon Press]

(188) 普通炭素鋼熱間変形抵抗数式化

住友金属工業, 中央技術研究所

美坂 佳助・○吉本 友吉

Formularization of Resistance to Deformation of Plain Carbon Steels at Elevated Temperature.

Yoshisuke MISAKA and Tomokichi YOSHIMOTO.

1. 緒 言

鋼の熱間変形抵抗については、従来より多くの研究がなされ、炭素鋼の場合 (1) 式が成立する¹⁾²⁾。

$$K_{fm} = K \cdot \epsilon^{A/TK} \cdot \dot{\epsilon}^n \cdot \epsilon^m \dots \dots \dots (1)$$

K_{fm} : 平均変形抵抗 (kg/mm²), ϵ : 加工度 (対数歪), $\dot{\epsilon}$: 平均歪速度 (1/sec), T_K : 絶対温度 (°K), K, A, n, m : 定数

K, A, m, n は鋼種による定数といわれているが、その数値が化学成分などによつてどのように表わせるかについては明らかにされていない。そこでこれらの定数を鋼種の関数として解いて変形抵抗の数式化を試みた。

2. 変形抵抗の測定方法

落下ハンマーによる圧縮試験法¹⁾で試験条件は次のと