

軟鋼の歪時効と引張特性に対する 熱処理とマイクロ組織の影響*

大 島 聡 範**

The Effect of Heat Treatment and Microstructure on Strain Aging
and Tensile Properties of Mild Steel

TOSHINORI OSHIMA

要 旨

歪時効性に対するセメンタイトの形態の影響, および, 引張諸性質, ミクロ組織, 歪時効性の相互関係について検討した結果を報告する。

Synopsis

This paper reported the effect of grain size and cementite morphology on strain aging, and relation between these three factors, ie, tensile properties, micro structure and strain aging of mild steel.

I 諸 言

軟鋼の歪時効現象は古くから認められており, 工業的見地からも, 薄板の冷間加工性に関連する重要な問題として取りあげられてきた。近年の物性論的思考と転位論的手法の適用に伴ってその本質は次第に明らかになってきているが, いずれにしても, α 鉄中の固溶 C, N 原子が, いわゆる Cottrell atmosphere を形成し, 転位の運動を拘束することに起因するものである¹⁾。最近では転位の固着作用というよりは, むしろ転位の運動に対する抵抗という意味で, 摩擦力というべきであるとの説も述べられているが²⁾³⁾, 降伏点以上の応力附加によって動きはじめた転位が, その後の時効過程で拡散集合してきた N, C 原子により, 再び易動度を減殺される結果, 変形抵抗が増加し, 降伏点が再現するという機構上の点では殆んど変らない。

歪時効における原子集合の基本式は Cottrell-Bilby によって提唱された⁴⁾。

$$N(t) = n_0 3 \left(\frac{\pi}{2} \right)^{1/3} \left(\frac{ADt}{KT} \right)^{2/3} \dots\dots\dots (1)$$

$N(t)$	転位線に集る炭素原子の量
n_0	α 鉄中に存在している炭素原子量
t	時間
T	温度
A, D, K	定数

(1)式で時効条件としての t, T が一定であれば $N(t)$ は n_0 に比例する。すなわち転位を拘束する雰囲気形

成原子の量は, α 鉄中に最初から存在している C, N 等の侵入型固溶原子の量によって決定される。したがって, これら固溶原子のうち, C 以外の原子の含有量を低く押えた素材を用いるならば, 軟鋼の歪時効性はマトリクス α 鉄中の固溶炭素原子の量によって支配されることになり, また逆に歪時効性から固溶炭素量の大小を推測することも可能である。

本実験では, オーステナイト域からの冷却速度を変えることによって固溶炭素量を変化させたものについて, その後の変態点下焼鈍の条件によって, 固溶炭素原子が析出し, マトリクス α 鉄中から除去される過程に対して, ミクロ組織の相違が如何なる影響を及ぼすかという点について検討した。

これは工業的には例えば, 熱間圧延後の冷却速度と歪時効性との関係などとして問題となる⁵⁾ ののであるが, 従来の研究の多くは, C と同様の働きをする N の効果が重複していたこと, また, C, N の挙動に重点をおくあまり Commercial Steel では常に一定量以上存在するところの S_i, M_n 等の合金元素の含有量の極めて低い材料を使用していたこと, などの問題があったように思われる⁵⁾⁶⁾⁷⁾。歪時効現象が本質的には, C, N の挙動に基くものであるにしても, C, N の挙動に及ぼす他の合金元素の作用を無視できるものか否かは明らかでない。

このような意味において, 先ず C 原子の挙動に焦点を絞り, N を極度に低め, また Commercial Steel に含有される代表的な元素として S_i を加え, その他

* 1964年11月, 日本金属学会北海道支部講演会にて一部発表。

** 講師 機械工学科

の成分を出来るだけ低く押えた低炭素鋼を用いて実験を行なった。

その結果、ミクロ組織と歪時効性との関係において従来報告されてきたものと異なる事実を見出し、また、歪時効処理の過程において記録した引張諸性質についてのデータからも、二三の興味ある実験結果を得た。

本稿では、歪時効に対するミクロ組織の影響と、それに伴う引張特性の変化について報告する。

II 試料および実験方法

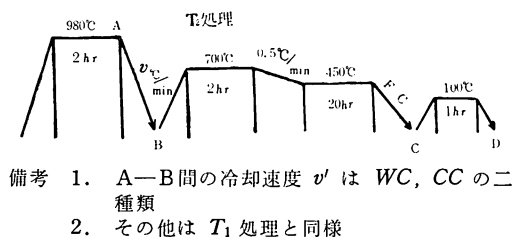
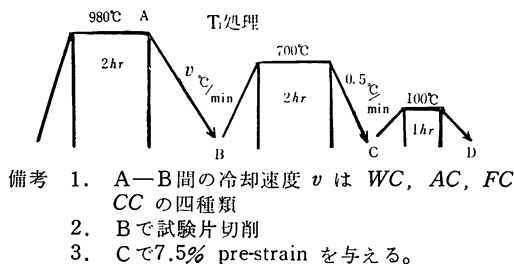
実験に用いた試料の化学成分を第1表に示す。本鋼は(株)日本製鋼所室蘭製作所において溶製された30

如くであった。以上は熱処理の第一段階であって、目的とするミクロ組織の変化は、各試料において、ほぼ達成されている。ここで素材から平行部寸法 $5\text{mm}\phi \times 80\text{mm}$ 、標点距離 50mm の引張試験片を作製した。

つぎに第二段階としてマトリクス α 鉄中の固溶炭素原子を十分に拡散させ、平衡濃度に近づける目的で、 700°C の変態点下焼鈍を行なったが、この焼鈍方法を二種類として、両者を比較した。この処理を以後 T 処理と呼び、二種類をそれぞれ T_1 、 T_2 とする。 T_1 処理は、 $700^\circ\text{C} \times 2\text{hr}$ の焼鈍後 $0.5^\circ\text{C}/\text{min}$ で常温まで冷却した。 T_2 処理は $700^\circ\text{C} \times 2\text{hr}$ 焼鈍後 $0.5^\circ\text{C}/\text{min}$ で 450°C まで冷却し、ここで 20hr 定温保持した後、

第1表 試料の化学成分 (wt%)

C	Si	Mn	P	S	N	不溶 Al	可溶 Al	AlN (PPM)
0.19	0.25	tr	0.001	0.008	0.0009	0.004	0.004	<5



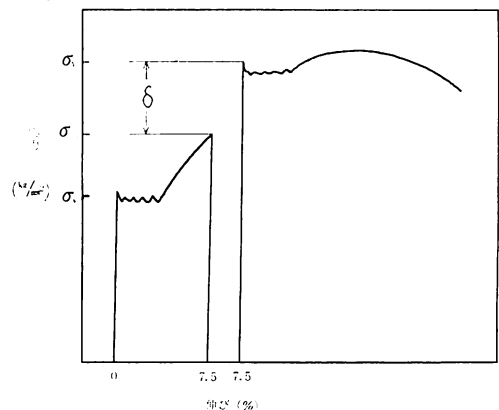
第1図 試料の熱処理線図

$\text{mm}\phi \times 300\text{mm}$ の鍛造丸棒である。これを縦方向に4等分割し、各々から $10\text{mm}\phi$ の丸棒を削り出して試験片の素材とした。つぎに素材を適当な長さに切断し、 $1000^\circ\text{C} \times 1\text{hr}$ の均質化焼鈍を行なったのち、ミクロ組織の異なる4種類の試料を得る目的で第1図に示す如く熱処理を行なった。以下この熱処理について述べる。

まず、 $980^\circ\text{C} \times 2\text{hr}$ のオーステナイト化を行なった後、4種類の冷却速度で常温まで冷却した。この4種類とは、水中冷却、空中冷却、炉中冷却、制御冷却であり、各々の略称は、(WC)、(AC)、(FC)、(CC)とする。また、各試料の A_{r1} 点通過時における冷却速度は、熱電対を点溶接して測定した結果第2表の

常温まで炉冷した。以上の熱処理はすべて真空炉中で行なった。

熱処理を終えた試験片について歪時効処理を行ない時効指数 (Aging Index) を測定すると共に引張諸性質を併せて記録した。以下この歪時効処理について述べる。



第2図 歪時効処理概念図

第2図はその概念を示したものであるが、先ず、引張試験機によって試験片に引張荷重を加え、 $0.02/\text{min}$ の歪速度で降伏点を越えて、7.5%の永久伸びを与える。ここで除荷重後、 $100^\circ\text{C} \times 1\text{hr}$ の時効を行ない、再び引張荷重を加えて破断に至るまで引張る。試験機は電子管式万能試験機を使用し、伸び計と X-Y レコーダによって荷重—伸び曲線を記録した。

歪時効性の指標としての時効指数 (Aging Index) は 7.5% 永久伸びに対応する応力 $\sigma_{7.5}$ と $100^\circ\text{C} \times 1\text{hr}$ 時効後に再現した降伏点 σ_r との差をとり $\delta = \sigma_r - \sigma_{7.5}$ をもって表す。この δ は歪時効性を表す指標として

信頼しうると共に、マトリクス α 鉄中の固溶 C 量とも密接な関係を有するものであることが知られている⁶⁾⁷⁾⁸⁾。

試料の内部摩擦における Snoek peak の最大値 $QC^{-1}(MAX)$ と α 鉄中の固溶炭素量との関係は

$$[\%C]_{\alpha} = k \cdot QC^{-1}(MAX)^{0.8} \quad \dots\dots\dots (2)$$

ところで $QC^{-1}(MAX)$ と歪時効指数 δ との間にも定量的関係が成立するので $[\%C]$ は δ の関数となり

$$[\%C]_{\alpha} = f(\delta)^{0.77} \quad \dots\dots\dots (3)$$

すなわち、Aging Index δ の値より、間接的にはあるが、 $[\%C]_{\alpha}$ を計算することが出来る。

H. D Seeman and W. Dickensheid⁹⁾ および J. F Butler⁷⁾ 等の実験結果に基づいて検討した結果、次の如き計算式を得た。

$$[\%C]_{\alpha} = K[(5.3 \times 10^{-4})\delta - 3.3 \times 10^{-3}] \quad \dots (4)$$

ここで $[\%C]_{\alpha}$ マトリクス α 鉄中の固溶炭素量

δ 歪時効指数

K 結晶粒径に依存する定数

本実験においては内部摩擦等の測定が出来なかったので、以後この計算式により、 δ の値から間接的に $[\%C]_{\alpha}$ を算出したデータを用い考察を進める。この計算値が絶対的に信頼し得るものとは言えないにしても、相対的な C の固溶量を比較するには殆んど支障はないであろう。また、(4)式の K の値は、H. D Seeman らの実験結果⁹⁾ より、 WC 、 AC では $K=2$ 、 FC 、 CC においては $K=1.5$ とした。

マイクロ組織観察用の試料は引張試験片のネジ部より切断採取し検鏡に供した。

結晶粒径 d 、および平均炭化物間距離 r の決定には横断法およびその応用を適用し、400 倍の顕微鏡写真を基に数視野の平均値を求めた。また、歪時効指数および引張諸性質の値は、同一条件の試験片 3 本についての平均値を採用した。

III 熱処理によるマイクロ組織の変化と歪時効性の関係

(1) 実験結果

写真 1～6 に各試料のマイクロ組織を示す。これより、炭化物分布形態および結晶粒の大きさはオーステナイト域からの冷却速度によって変化することが知られる。

写真 1 の WC_1 (水冷試料 WC に T_1 処理を行なったもの。以下同様) では結晶粒は最も細かく、炭化物を微細粒状セメントライトとして粒内および粒界に分散析出しており、一部は粒界に連点状に析出している。

AC_1 (写真 2) も WC_1 と殆んど同様の微細粒状炭化物組織であるが、結晶粒はやや大きく、また粒界の連点状セメントライトが多くなっている。

FC_1 (写真 3) では前二者と全く異った組織となる。すなわち、炭化物は典型的な層状パーライトを形成し、Colony を作って存在する。また結晶粒もかなり粗大化している。

CC_1 (写真 4) では FC_1 における傾向が一層著しくなり、パーライト Colony は更に大きく、また結晶粒も粗大である。

T_2 処理試料は写真 5 と 6 に示す如く、 WC_2 、 CC_2 とともに WC_1 、 CC_1 と比べて更に炭化物の凝集成長および結晶粒の粗大化が著しい。しかし、全体的な炭化物の分布形態および結晶粒の大きさについては T_1 処理試料と同様の傾向を示している。

以上全体的に、 WC 、 AC は微細分散球状炭化物組織であり、 FC 、 CC は粗大層状炭化物組織であることがいえよう。

第 2 表に各試料の時効指数 δ 、および $[\%C]_{\alpha}$ 平均結晶粒径 d 、平均炭化物間距離 r の値を示す。これ

第 2 表 熱処理条件とマイクロ組織、時効指数

γ 域からの 冷却速度	焼鈍条件	略 称	結晶粒径	炭 化 物 形 態	時効指数	平均炭化 物間距離	α 鉄中の 固溶炭素量
v			d		δ	r	$[\%C]_{\alpha}$
$^{\circ}\text{C}/\text{min}$			mm		kg/mm ²	mm	%
4×10^3	T_1	WC_1	1.4×10^{-2}	微細球状	10.4	5×10^{-3}	4.4×10^{-3}
6×10^2	T_1	AC_1	1.9×10^{-2}	微細球状	9.9	7×10^{-3}	4.0×10^{-3}
14	T_1	FC_1	6.5×10^{-2}	粗大層状	8.2	4.5×10^{-2}	1.9×10^{-3}
1	T_1	CC_1	9.5×10^{-2}	粗大層状	9.0	6×10^{-2}	2.3×10^{-3}
4×10^2	T_2	WC_2	1.8×10^{-2}	微細球状	9.3	6×10^{-3}	3.2×10^{-3}
1	T_2	CC_2	9.8×10^{-2}	粗大層状	7.8	6.5×10^{-2}	1.2×10^{-2}

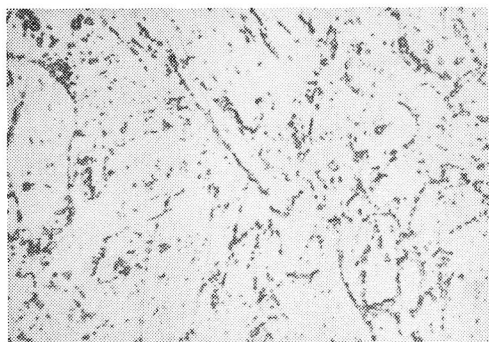


写真1 ×400 WC_1

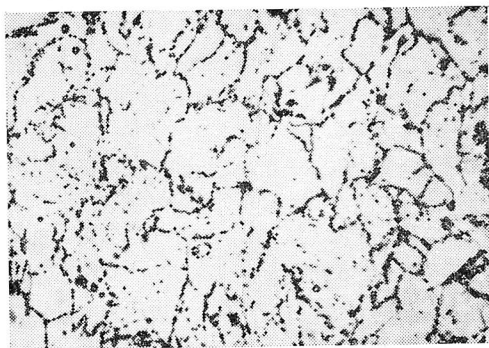


写真2 ×400 AC_1



写真3 ×400 FC_1

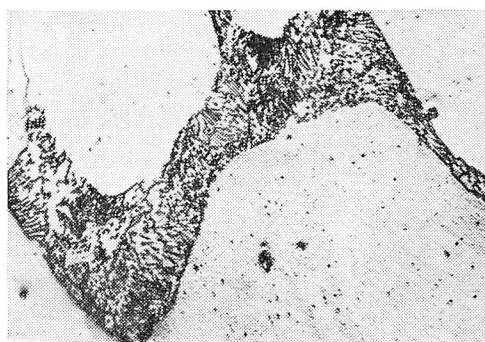


写真4 ×400 CC_1

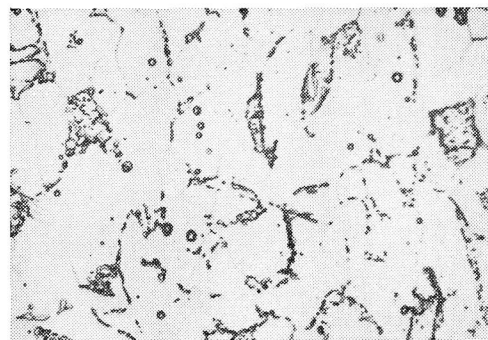


写真5 ×400 WC_2

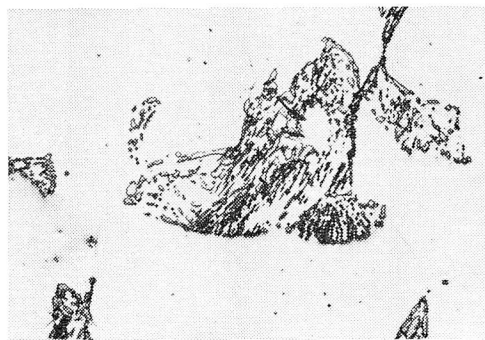
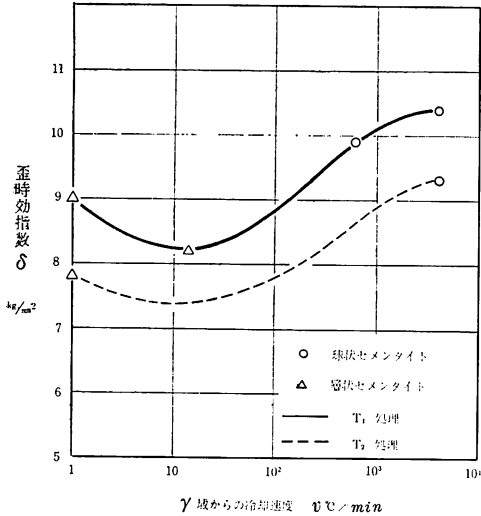


写真6 ×400 CC_2

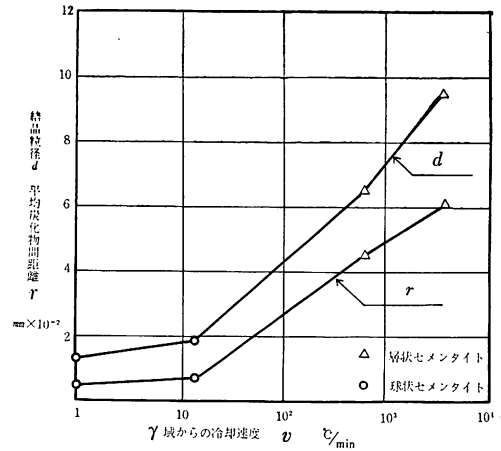
より、オーステナイト域よりの冷却速度に伴ってマイクロ組織が変化し、それによって T 処理の過程で α 鉄中から Fe_3C へ拡散析出せず α 鉄中に残存固溶している炭素原子の量が左右されることが知られる。



第3図 γ 域からの冷却速度と時効指数の関係

第3図に v に対する δ の関係をとれば、 v の増加に伴って δ は減少してゆく。 T_2 処理したものは、プロットの数はいくつか少ないが、 T_1 処理試料よりやや低いレベルで殆んど同様の傾向を辿るものとみられる。また v に対する d および r の関係は第4図の如く v の増加に伴って d および r の減少が認められる。

α 鉄中の $[\%C]_\alpha$ の拡散析出は、本質的には C 原子の拡散行程すなわち平均炭化物間距離 r に依存するものであるから、ここで r に対する δ および $[\%C]_\alpha$



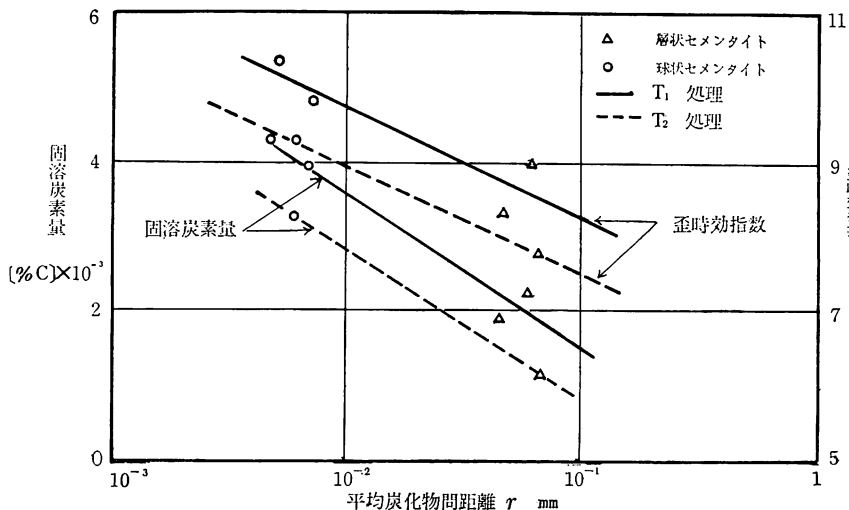
第4図 γ 域からの冷却速度による結晶粒径と平均炭化物間距離の関係

の変化をとれば第5図の如く、 r の増加に伴って δ 、 $[\%C]_\alpha$ は減少している。この場合も、第3図と同様 T_1 、 T_2 処理の値に差はあっても全体の傾向は一致している。

(2) 考 察

写真1～6に示されるマイクロ組織の変化がオーステナイト域からの冷却速度 v に由来するものであることは既に述べたが、更に深く考察を進めてみよう。

WC-AC では v が大きいので γ 域からの冷却過程では炭素原子は粒界トランスサイトとして析出するのみであり、大部分は α 鉄中に固溶したまま常温に至る。この状態は次の T 処理における 700 °C 焼鈍によっ



第5図 平均炭化物間距離に対する時効指数、固溶炭素量の関係

て過飽和固溶炭素が Fe_3C を形成し、粒内粒界をとはず、球状炭化物として析出する。これに対して、 FC 、 CC は v が小さいので Fe_3C は核生成から層状パーライトへの成長過程を辿り、典型的なパーライト Colony を形成する。この場合これに続く 700℃ の焼鈍はパーライトおよび結晶粒の各々に多少の成長をもたらすのみで、その形態、分布には殆んど影響を与えない。また、以上の各試料における結晶粒径 d の相違については、 v の変化に起因する核生成度と生長速度の関係より容易に理解される。

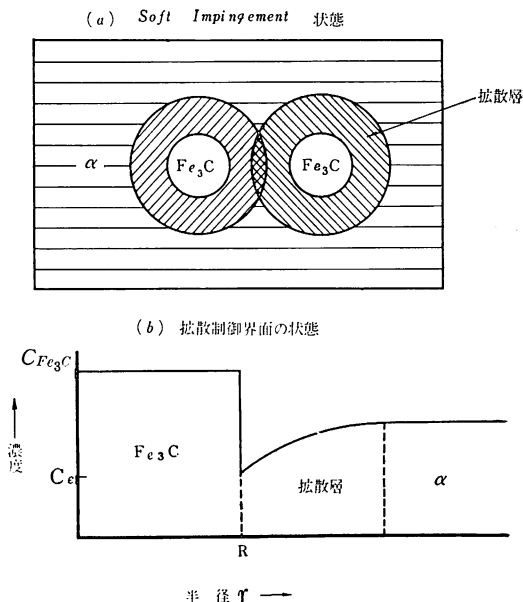
以上の如く、 C 原子の拡散析出により α 鉄中の $[\%C]_\alpha$ は減少してゆくのであるが、この場合先の v および T 処理条件の相違によるマイクロ組織の変化と $[\%C]_\alpha$ の関係が先ず問題となるであろう。この点については多くの研究がなされているが、いずれも、微細粒状炭化物組織は粗大層状炭化物組織よりも $[\%C]_\alpha$ が小さく、従って δ も小さいという結果が得られている⁵⁾⁷⁾¹⁰⁾¹¹⁾。

α 鉄中の固溶 C 原子が炭化物へ向って拡散析出する場合、 C 原子の辿るべき平均拡散行程の長短は、平均炭化物間距離 r によって定まるものであること、また、析出条件としては拡散距離の短い方が有利であることからして、 r が小さければ当然 $[\%C]_\alpha$ も小さくなることが推測されよう。

然るに、第2表および第5図における r と $[\%C]_\alpha$ の関係は r の増加に伴って $[\%C]_\alpha$ の減少を示している。即ち、本実験における結果は、従来の報告と全く相反するものである。ここで $[\%C]_\alpha$ の値が δ から間接的に計算されたものであるから、必ずしも従来の説を完全に否定し得るものとはいえないかも知れぬ。しかしながら、 T_2 処理によって、より充分に炭素原子を拡散析出させたものにおいて、その傾向が一層著しく現われていることからして、 C 原子の拡散析出に対しては微細球状炭化物組織よりも、粗大層状炭化物組織の方がより有効であったと考えねばならない。さらに、第3図において δ の最小値が、 CC_1 ではなく FC_1 において認められたことに注目するならば、diffusion site としての炭化物の存在形態と α 鉄中の固溶炭素量との関係は、単なる原子拡散行程の因子によってのみ支配されるものではなく、 C 原子の拡散析出に影響を与える他の要因の存在をも併せて考慮せねばならないことを示唆するものであろう。

α 鉄から Fe_3C への C 原子の拡散析出は、母相と析出相の間に成分濃度の差を有することから、いわゆる拡散制御生長に相当するものである。 Fe_3C が生長するにつれてその周辺の α 鉄中の C 濃度は低下し、

また、 C の拡散行程は大きくなり、結局 Fe_3C の生長は C の拡散速度に支配されることになる。そして、 Fe_3C を取りまく拡散層が次第にひろがりを増し、互に接触するところで成長速度は0に近づく、いわゆる Soft Impingement の状態となり、その時の界面の濃度分布は第6図の如くであろう。



第6図 α 鉄から Fe_3C への C 原子拡散概念図

従来の報告は、いずれも、炭化物間距離 r が拡散層の厚さ s と比較して大きい場合、析出し得ずして α 鉄中に残存する $[\%C]_\alpha$ が大きくなるという考え方に基いている。しかし、 C の拡散性が何等かの要因によってより高められたならば、 $[\%C]_\alpha$ に対する r の影響は相対的に小さくなり、 C の析出について r の因子のみを考慮するだけでは不適当な場合も生ずるであろう。

いま、無限大の母相中に一個の球状析出粒子が成長する場合を考えると、界面への拡散流 J は Fick の法則によって

$$J_r = D \left(\frac{\partial C}{\partial r} \right)_{r=R} \quad \dots\dots\dots (5)$$

r 析出相の半径
 R 析出相の成長速度
 D 拡散係数

ここで母相中の平衡溶質濃度を C_e 析出相のそれを C_{Fe_3C} とすれば

$$(C_e - C_{Fe_3C}) \frac{dR}{dt} = D \left(\frac{\partial C}{\partial r} \right)_{r=R} \quad \dots\dots\dots (6)$$

この拡散流によって析出粒子は生長するが α 鉄から Fe_3C への C の析出においては $C_{Fe_3C} > C_e$ であるから $\Delta C = C_e - C_{Fe_3C}$ とすれば $\Delta C < 0$ であり、い

いわゆる up-hill diffusion の問題となる。しかし、拡散の真の駆動力は、単なる濃度勾配ではなくして、溶質の化学ポテンシアル、即ち活量濃度勾配として考えねばならない。ここで α 鉄中の C について考えれば、その拡散性は C の活量に依存するのであるから C の活量を高める要因として α 鉄中の第二固溶元素 S_i の存在に注目すべきであろう。 S_i の共存下において C の活量が高められることはすでに認められており¹²⁾、また過共析セメンタイトのオーステナイト粒界への析出成長において微量の S_i の与える影響の大なることも指摘されている¹³⁾。 S_i は殆んど炭化物を作ることなく α 鉄中に固溶しているから、本実験における 0.25% の S_i はそのまま α 鉄中の固溶量として考えてよいであろう。これに対して C は大部分が Fe_3C を形成し α 鉄中の平衡固溶量は極めて小さいから、実際の固溶量の比較からすれば $[\%S_i]_\alpha / [\%C]_\alpha$ は非常に大きくなる。

以上のことを考慮すれば、拡散時間 t を充分大きくとった場合、拡散距離の制約はかなりゆるやかになり C 原子の Fe_3C への析出条件は単に r の大小によってのみ決定されるものではなく、diffusion site あるいは sink としての Fe_3C 自体の形状が問題となる可能性が出てくるであろう。但し、 Fe_3C が C 原子の sink としての機能を有するにしても、Thomson-Freundlich の式に代表される無限体積からの溶質の核生成理論に近似させることは、 Fe_3C 自身の大きさから考えて無理である。本実験において、顕微鏡的に確認される炭化物の大きさ、形状からすれば、Ostwald Reipening に類似した現象として取扱うことが妥当と考えられる。

C の析出によって α 鉄中の溶質濃度がある温度での平衡状態まで低下した後では、析出物の体積の合計は時間に無関係となり、より大きな Fe_3C はより小さな Fe_3C の C 原子を奪い取ることによって生長する。これが $Fe-C$ 系における Ostwald Reipening の過程である¹⁴⁾。

ここで温度 T の時間に対する変化率 $v = \frac{dT}{dt}$ が非常に小さければ、ある時間にわたって、その温度附近での擬平衡状態が維持されることもあり得る。それはやがて次の温度における擬平衡状態に移行し、そこにおいて再び同様の状態が生ずる。このような状況の繰返しが行なわれるならば、 C の析出過程において前述の Soft-impingement 状態を経て形成された微小な核から更に大きな Fe_3C への C 原子の移動を考えることが出来よう。

即ち、 α 鉄中の C 原子は球状あるいは層状セメン

タイトへ直接析出するのではなく、先ず微細な Fe_3C の核を形成し、それがある程度まで生長した後、さらにより大きなセメンタイトへ拡散移動してゆく可能性がある。この場合、第一の微細 Fe_3C への析出は通常の核生成理論に従い、第二のより大きな Fe_3C への C 原子の移動は Ostwald Reipening の理論に従うとすれば、 C の析出は結局 Ostwald Reipening の過程によって律速されることになる。ここにおいて、より大きな層状セメンタイト組織のものが α 鉄中の $[\%C]_\alpha$ の減少に有効であるということが出来よう。

但し、全体としては拡散制御の核生成、界面制御の Ostwald Reipening の両過程を含むことから、 r の因子を無視することは出来ない。第3図の δ の値が $\delta_{CC1} > \delta_{FC1}$ であったことは炭化物形態に基く条件では $[\%C]_{CC1} < [\%C]_{FC1}$ であっても、拡散距離 r に依存する条件では、 $[\%C]_{CC1} > [\%C]_{FC1}$ であって、後述の要因がより大きく作用したものと解釈される。

以上、本実験におけるセメンタイトの分布形態と α 鉄中の $[\%C]_\alpha$ の関係は前述の考え方によって一応説明し得る。しかし、これは飽くまでも定性的な推論であり、セメンタイト形状、 $\alpha-Fe_3C$ の界面エネルギー等についての定量的な評価を確立するためには一層精密な実験を必要とするであろう。

VI 歪時効とマイクロ組織に伴う引張諸性質の変化

IIIにおいて、歪時効性に影響を及ぼす要因のうち、 α 鉄中の固溶炭素量とマイクロ組織の関係について述べた。本章では実験の過程において得られた引張諸性質と歪時効性、マイクロ組織との関連性について検討を行なった。以後の考察に用いたデータは全て第3表に示したものである。

(1) 降伏応力の結晶粒径依存性に対する歪時効の影響

一般に多結晶金属の強度因子としての降伏応力、抗張力等は結晶粒径に依存するものであり、第7式に示す関係が成立つことが知られており、Hall-Petch の式と呼ばれている¹⁵⁾。

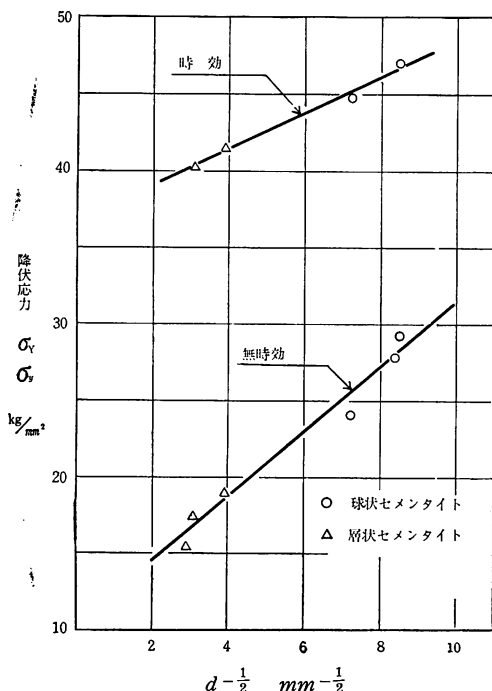
$$\sigma_y = \sigma_i + k d^{-1/2} \quad \dots\dots\dots (7)$$

ここで σ_y は降伏応力、 d は結晶粒径、 σ_i 、 k は材料によって定まる値である。

第3表の結果を第7式に従って整理すると第図7の如く時効の前後において σ_i 、 k とともに異なり、完全に二本の直線関係を示す。第7式の σ_i は一般に転位の運動に対する摩擦力に依存する成分であって、析出物等による組織変化、温度、歪速度などに影響される

第3表 熱処理件と引張諸特性

略 称	降 伏 応 力		降 伏 点 伸 び		抗 張 力	降 伏 比	加工硬化量
	時 効 前 σ_y	時 効 後 σ_Y	時 効 前 ε_y	時 効 後 ε_Y	時 効 後 σ_B	時 効 後 σ_Y/σ_B	$H_{\varepsilon=7.5}$
	kg/mm ²		%		kg/mm ²		kg/mm ²
WC ₁	29.5	47.0	3.0	4.0	49.3	0.96	12.5
AC ₁	24.1	44.7	2.9	3.1	49.2	0.91	13.5
FC ₁	19.0	41.5	1.9	1.9	47.7	0.87	11
CC ₁	17.6	40.2	1.8	2.0	46.7	0.86	6
WC ₂	28.8	51.3	1.7	3.1	55.5	0.93	13.5
CC ₂	15.4	42.8	0.2	1.7	51.5	0.83	18.5



第7図 Hall-Petch の式による降伏応力の結晶粒度依存性

が、本実験においては常温の定歪速度であるから σ_i の変化は時効に伴う微細組織の変化に由来するものと思われる。また k は雰囲気又は炭化物生成によって固着された転位を引離すのに必要な応力に依存する量であって、これも時効に伴う転位の locking に影響されるものであろう。

Heslop, Petch¹⁶⁾ 等によれば σ_i の値はマトリクス中の固溶 (C+N) % に伴って直線的に増加するとされているが、第7図は時効の前後における σ_i の大幅な変化を示している。本実験における 100℃ × 1hr 程

度の時効条件において C% の変化は僅かなものであろう。したがって、この σ_i の増加は、(C+N) % が同程度であっても、それが強化因子として flow stress の増加に寄与するか否かが実際の条件となるのであって、時効後における σ_i の値は単なる C % に基く固溶強化の問題としてのみ論ずることは出来ないことを示すものであろう。

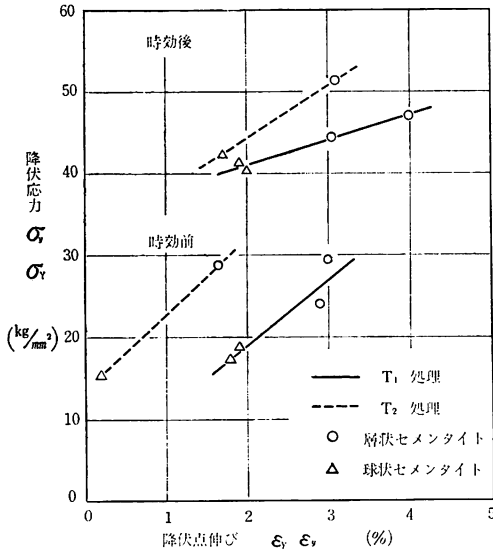
いま、仮に σ_i の値を $d \rightarrow 0$ となるとき σ_y の値と考えれば、 $d \rightarrow \infty$ なる場合、すなわち単結晶の降伏応力と考えることができよう。単結晶の降伏応力に対する評価は多様であるが、結晶粒界への pile-up を考慮に入れることなく転位の運動を論じ得ることから、主として侵入型固溶原子による格子歪みと析出物の barrier 効果に伴う因子が flow stress を決定するものと考えられる。したがって歪時効に伴って形成される Cottrell atmosphere やそれに起因する転位の locking は前述の因子と比較してもかなり大きな要因として働らくことが推測される。しかし、 k については Cottrell atmosphere のみならずより一層強力な locking effect として炭化物の析出による転位の固着という現象に密接に関連するものの如くである¹⁷⁾から時効前後において変化するのは Cottrell atmosphere に依存する部分が多く、全体の変化は σ_i に比べれば比較的小さいことになるのであろう。

以上により、降伏応力の結晶粒度依存性は歪時効の有無により影響を受け、とくに σ_i の変化の著しいことが認められた。

(2) 降伏応力と降伏点伸びに対する熱処理とマイクロ組織の影響

(1)において σ_y , σ_Y の結晶粒度依存性について述べたが、降伏応力と降伏点伸び ε_y , ε_Y の間には一定の関係が認められており、又これは熱処理およびマイクロ組織に伴って変化する。

本節ではこれら諸因子の相互関係および時効前後における変化の状況について検討した。



第8図 降伏応力と降伏点伸びの関係

第8図に時効前後における降伏点と降伏点伸びの関係を示す。

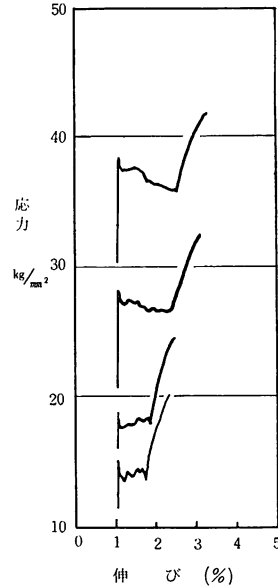
先ず降伏点の変化についてみると、時効前では WC_1 , WC_2 と CC_1 , CC_2 はそれぞれ 29kg/mm^2 , $16 \sim 17\text{kg/mm}^2$ であり、 T 処理の相違による変化は殆んど認められない。しかし、降伏点伸びについては、 T_2 試料は T_1 試料に比べてかなり小さくなっておりとくに CC_2 の ϵ_y は極めて小さい。

時効後においては T_1 , T_2 両試料とも σ_y , σ_r および ϵ_y , ϵ_r の両者においてかなりの増加が認められる。降伏点伸びは $\epsilon_r(T_2)$, $\epsilon_r(T_1)$ であってその差は幾分小さくなっているが、依然として時効前の傾向が引継がれている。しかし降伏点は $\sigma_r(T_2) > \sigma_r(T_1)$ となり、時効前とは反対になった。これは抗張力についても同様である。即ち、 $\sigma_r(WC_1) = 47\text{kg/mm}^2$ に対して $\sigma_r(WC_2) = 51.5\text{kg/mm}^2$ また $\sigma_B(WC_1) = 49.3\text{kg/mm}^2$ に対して $\sigma_B(WC_2) = 55.5\text{kg/mm}^2$ となっており、いずれも T_2 処理試料が T_1 処理試料に比べて10%程度の増加を示している。

また、第8図から明らかなように降伏応力と降伏点伸びの間には T_1 処理の如何にかかわらず直線関係が成立っている。

降伏点伸びは本質的には Lüders front の発生とそれに続く Lüders band の伝播に伴って進行するものであるが、その大きさは Lüders front の数と密接な関

係のあることが知られている。第9図に示す如く本実験における降伏点附近の応力-歪曲線の一例をみれば、降伏応力の低下に伴って降伏点伸びの減少が認められる。



第9図 降伏点附近における Strees-Strain Curve

周藤¹⁰⁾によれば Lüders front の数を m , 加工硬化係数を n として

$$m\sigma_y^{\frac{a}{n}} = K \quad \dots\dots\dots (8)$$

$$\therefore \log m + \frac{a}{n} \log \sigma_y = \log K \quad \dots\dots\dots (9)$$

但し、 K, a は材料および引張条件に依存する定数。

通常の引張条件では n, a, K はいずれも正の定数であるから A, B を任意の正の定数として

$$\log m = -A \log \sigma_y + B \quad \dots\dots\dots (10)$$

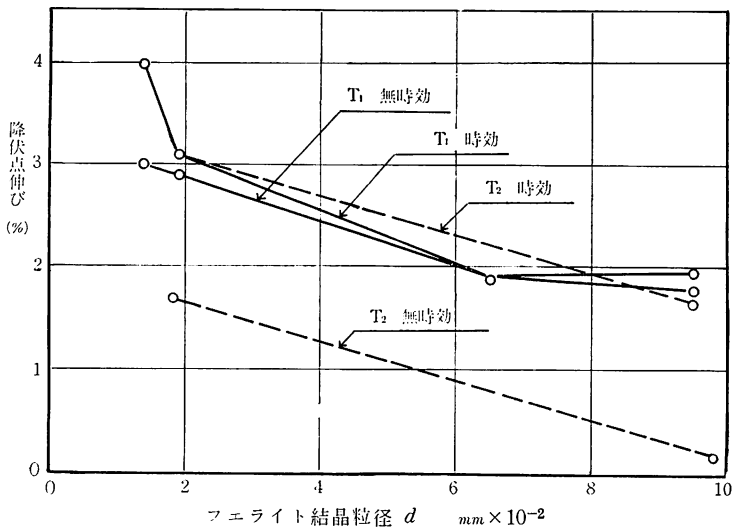
ここで Lüders front を発生伝播させるに必要な応力が σ_y であることを考慮すれば、定歪速度の引張りにおいては Lüders front の数の増加に伴って個々の front の伝播速度は遅くなり、従って σ_y , ϵ_y はともに減少することが理解される。

また Lüders front の発生伝播に必要な応力が σ_y であることから Hall-Petch の式

$$\sigma_y = \sigma_i + k d^{-\frac{1}{2}} \quad \dots\dots\dots (11)$$

における σ_y と d の関係より、 d が大きければ Lüders 核の発生は容易となり ϵ_y , σ_y の小さくなることが予想される。

ここで第10図に各試料の降伏点伸び ϵ_y と結晶粒径 d との関係をとってみれば d の増加に伴って ϵ_y の減少する傾向が認められ、その度合は各試料とも殆んど



第10図 結晶粒径と降伏点伸びの関係

同様である。これは、 $\sigma_y \propto d^{-1/2}$ なる関係があることを考慮すれば当然の結果ともいえるが、 T_2 処理無時効の ε_y が他と比べて小さいことが明確に示される。 T_2 処理料でも時効したものは T_1 処理試料と同様であることは興味深い。

T_2 処理試料の ε_y が一般に T_1 処理試料に比べて小さいこと、また同じ T_2 試料です無時効のものにおいてその傾向が著しいことについては、これまでの実験結果から明確な説明を行なうことは困難であるが、不十分ながら一応の見解を提示してみよう。

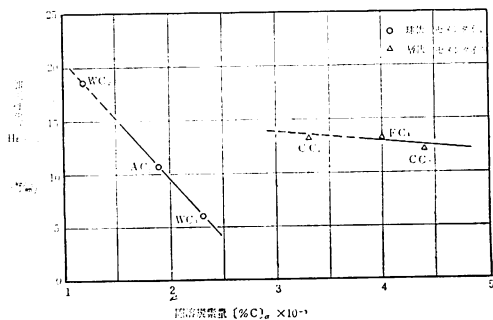
Lüders front 自体は一種の不均一変形領域であって、試験片に附加された外部応力だけで試験片内の各所にすべり転位を発生させることが困難な場合に出現するものである。一方、 T_2 処理試料は長時間の変態点下焼鈍を受けていることから、 T_2 処理試料に比べて転位密度は低くなっていると考えられる。従って降伏に際しての m の数は多く、(10)式の関係から他と比較して ε_y が小さくなったと考えられる。これに対して T_2 処理後時効したものでは7.5%の pre-strain によって当然新しい転位の発生増殖が起きているであろうから、雰囲気成に伴う自由転位の減少を考慮に入れても Lüders 核発生条件としての転位密度においては他の試料とあまり変わらなくなったのであろう。然して、第10図の傾向はある一定の転位密度を越えれば Lüders front の発生条件において大きな差はなくなること、すなわち、フェライト結晶粒径によって定まるところの、一種の臨界転位密度の如きものの存在を暗示するものではないかと推察される。しかし、以上のことは飽くまでも推測の域を出ず、真の理由は

Lüders front の数と転位密度に関する明確な情報に待たねばならない。

また、第8図で歪時効後の σ_r , ε_r が $\varepsilon_r(T_2) > \varepsilon_r(T_1)$ に対し $\sigma_r(T_2) > \sigma_r(T_1)$ となったことについても単なる Lüders front の挙動によっては説明し得ない。これについては、強度因子としての時効指数、結晶粒径、固溶炭素量等のいずれについても T_2 処理試料が T_1 処理試料以上の強度を予測させるものではないにもかかわらず、 σ_r , σ_B ともに T_1 処理試料を10%以上も上回っていることから、今後更に追及すべき事実と考えられる。

(3) 加工硬化性とミクロ組織および固溶炭素の関係
各試料の加工硬化量として降伏応力と7.5%永久ひずみを与えるに要した応力との差をとり $H_{\varepsilon=7.5} = (\sigma_{7.5} - \sigma_y)$ と定義して $H_{\varepsilon=7.5}$ と $[\%C]_\alpha$ の関係をとってみれば、第11図の如く T 処理の如何にかかわらず、炭化物の分布形態によって明確に二本の直線を示す。

全体としては $[\%C]_\alpha$ の増加 $H_{\varepsilon=7.5}$ に伴っては減



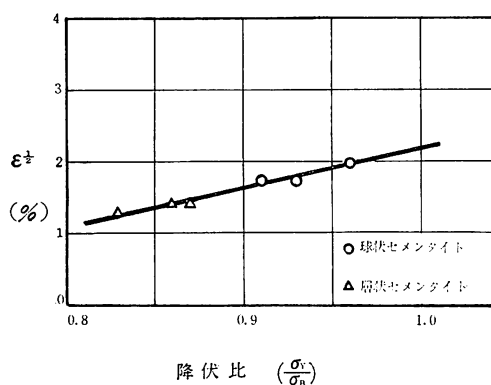
第11図 固溶炭素量と加工硬化量の関係

少する傾向を示すが、その度合は球状セメント組織のものにおいて特に顕著である。組織を考慮せず、 $[\%C]_{\alpha}$ と $H_{\epsilon=7.5}$ の関係だけを取りあげれば $[\%C]_{\alpha} = 2.5 \sim 3 \times 10^{-3}$ 附近で不連続的な変化が生じていることになる。鋼の加工硬化挙動がパーライトとスフェロイドライトでは異なっていることも事実ではある¹⁹⁾、が本実験の如く低炭素のものにおいてはそれほど問題にならないであろう。一般には侵入型固溶原子の存在は加工硬化性を高める因子と考えられるので、第11図の傾向は矛盾しているようにも見える。しかし、加工硬化率 $d\sigma/d\epsilon$ は固溶 ($C+N$) の量には無関係であるとの説²⁰⁾、また固溶量の小さい範囲では下に凸なる曲線となるという説²¹⁾など、未だ定説はない。

第11図の関係が $[\%C]_{\alpha}$ に対する $H_{\epsilon=7.5}$ の不連続性を示すものか、あるいは結晶粒、炭化物形態等によって全く異なる挙動を示すものか、また $[\%C]_{\alpha}$ を更に広範囲に変化させた場合、如何なる挙動を示すか、興味ある問題であろう。

(4) 降伏点伸びと降伏比の関係

降伏応力と降伏点伸びは、第8図および第10図から知られる如く、結晶粒径を介して一定の関係を有する。これは結局、第10式に由来するものであるが、同じく強度因子としての時効後の降伏比 $(\sigma_Y/\sigma_B) = p$ と降伏



第12図 降伏点伸びと降伏比の関係

点伸び ϵ_Y の関係について検討した結果、第12図の如く $\epsilon_Y^{1/2}$ と p は直線関係を有することが認められた。

焼鈍状態の ϵ_Y と $(\sigma_Y/\sigma_B) = q$ の関係については、 $\epsilon_Y = F(q)$ なる形で実験式が得られている¹⁸⁾。第12図の関係をこの形式によって整理すれば

$$\epsilon_Y = 28.9p^2 - 34.7p + 10.4 \quad \dots\dots\dots (12)$$

第12式は歪時効後の ϵ_Y と (σ_Y/σ_B) の関係を表すものであって、既存の式とは必ずしも一致しない。歪時効後の降伏点伸び ϵ_Y は Lüders front の挙動によって影響を受けるにしても、焼鈍状態におけるそれとは異ってくるであろう。これは、第7図の σ_i および k の値が時効の有無により異っていることから予想し得る。

しかしながら、 ϵ_Y が (σ_Y/σ_B) の関数として表わされる点については、焼鈍材における結果と共通性を有するものであり、第10式の関係を考えるならば、第12式の係数および定数項は、加工硬化係数 n の値の関連するものとなるであろう。時効材における n の値を決定し、 ϵ_Y を (σ_Y/σ_B) と n によって表現し得る実験式の導出が今後の課題である。

V 結 言

- (1) 軟鋼の歪時効性はマイクロ組織によって異なり、微細球状炭化物組織は粗大層状炭化物組織よりもマトリクス α -Fe 中の固溶炭素量が大きく、従って歪時効性も大きい。
- (2) マトリクス α -Fe 中の固溶炭素原子の炭化物への拡散析出に際しては、従来認められてきた拡散行程の長短に伴う因子だけではなく、炭化物自体の形態、および α -Fe 中に共存固溶する他の元素の影響をも併せて考慮すべきである。
- (3) Hall-petch の式 $\sigma_Y = \sigma_i + kd^{-1/2}$ において、歪時効後では σ_i は増加し k は減少する傾向を示した。
- (4) 結晶粒径の増加に伴って降伏点伸びの減少が認められ、特に T_2 処理後時効したものについてその傾向が著しい。
- (5) α -Fe 中の固溶炭素量の増加に伴って、加工硬化量の減少する傾向を示し、その度合は炭化物の形態によって異なる。
- (6) 歪時効後の降伏点伸び ϵ_Y は降伏比 (σ_Y/σ_B) を変数とする二次関数として表わされ、次の実験式を得た、

$$\epsilon_Y = 28.9 \left(\frac{\sigma_Y}{\sigma_B} \right)^2 - 34.7 \left(\frac{\sigma_Y}{\sigma_B} \right) + 10.4$$

文 献

- 1) A. H. Cottrell : Report on the Strength of Solids, phys. soc. London (1948)
- 2) W. G. Johnston, J. J. Gilman : J. Appl. phys. 30 (1959) 129
- 3) G. T. Hahn : Acta. Met. 10 (1962) 727
- 4) A. H. Cottrell & B. A. Bilby : Proc. Phys. Soc. 62 A (1949) 49

- 5) 周藤：鉄と鋼, 50 (1964) 766
- 6) E. R. Morgan & J. C. Shyne : J. Metals (1957) 66
- 7) J. F. Butler : Trans.AIME 224 (1962) 89
- 8) L. J. Dijkstra : Trans. AIME, 189 (1949) 252
- 9) H. T. Seemann & W. Dickensheid : Acta Met., 6 (1958) 62
- 10) G. Langerberg & A. Josefsson : Acta Met., 3 (1955) 3, 236
- 11) P. Stark, B. L. Averbach & M. Cohen : Acta Met., 6 (1958) 3, 149
- 12) L. S. Darken : Trans. AIME, 180 (1949) 430
- 13) R. W. Heckel & H. W. Paxton : Trans AIME, 218 (1960) 796
- 14) R. A. Oriani : Acta Met., 12 (1964) 1399
- 15) N. J. Petch : J. I. S. I., 174-1 (1953) 25
- 16) J. Heslop & N. J. Petch : Phil Mag. 1 (1956) 866
- 17) A. H. Cottrell : Relation between Structure and Strength in Metals and Alloys (1963), Her Mayestys Stationery Office London. P, 455
- 18) 周藤：塑性と加工. 4 (1963) 611
- 19) 辛島, 及川, 佐久間：日本金属学会講演概要 Sept. (1968) 261
- 20) 高橋, 平野：日本金属学会講演概要 April. (1966) 36
- 21) 関野, 藤島：同上, 35

昭和43年12月28日受理