

鋼の調質組織の強度 — 顕微鏡組織的な強化因子と強度*

邦 武 立 郎**

Strength of Quenched and Tempered Structures of Steel

—The Relation of Microstructural Strengthening Factors to Strength

Tatsuro KUNITAKE

1. 緒 言

機械構造用の炭素鋼や低合金鋼において、種々の熱処理の中で、焼入れ、焼もどしの場合に、もつともすぐれた強度と延性、じん性の組合わせが得られることが、古くから知られている。したがって、これらの鋼において、その性能を最高に発揮せしめるには、焼入れ、焼もどしを施すのを通例としている。近年は、溶接性高張力鋼の急速な進歩、発展に伴い、低炭素の領域においても、引張強さ 60 kg/mm^2 以上においては、焼入れ、焼もどし状態において広く使用されるようになってきている。

焼入れという操作は、実用的には必ずしも 100% マルテンサイトの組織を得ることを意味しないが、上記の事実は、種々の熱処理組織の中で、マルテンサイトあるいはマルテンサイトを主体とする組織が、もつともすぐれた機械的性質を有することを意味する。しかし、この焼入れ焼もどし組織の機械的性質と顕微鏡的な組織構成因子との関連という問題に関しては、まだ十分明らかでない点が多い。

本文では、炭素鋼および低合金鋼を対象として、その強度と顕微鏡組織の関連について、従来の諸実験結果をふり返ってみることにする。

2. マルテンサイトの焼もどしに伴う組織変化

炭素鋼および低合金鋼の焼入れマルテンサイトの再加熱、すなわち焼もどしに伴う組織変化についてのべる。焼もどしに伴って固体内に起こる変化は、一般に第1過程から第4過程まで4段階に分けられている。これを図解すれば Fig. 1 のとおりである¹⁾。

マルテンサイトは、体心正方格子を有し、比較的多量のCを侵入型固溶原子とするFeの固溶体である。これを再加熱すると、 ϵ 相 ($\text{Fe}_{2.4}\text{C}$ 、最密六方晶) を析出し、マトリックスは、C固溶量約 0.25% の低炭素マルテンサイトになる。これが第1過程である。この過程は共析炭素鋼では 150°C 近辺で終了し²⁾、この温度はC量および合金元素によつてあまり変化しない³⁾。さらに加熱を続けると、 ϵ 、低C・マルテンサイトからセメント+フ

ェライトへの変化が起こる。これが第3過程である。この場合、 ϵ 炭化物が直接 Fe_3C になるのではなく、 ϵ 相は一たん溶解し、 Fe_3C は ϵ とは別に析出する。第3過程の開始温度は共析炭素鋼では 250°C 近辺²⁾であり、C量によつてあまり変化しないが、合金元素Siによつて上昇する。焼入れ状態において残留オーステナイトを含む場合（炭素鋼なら $\text{C} > 0.6\%$ の場合）には、第1過程と第3過程の間に第2過程が起こる。これは、残留オーステナイトの下部ベイナイト (ϵ あるいは Fe_3C とフェライト) への分解で、 $200 \sim 300^\circ\text{C}$ において起こる。第3過程終了後は、炭素鋼の場合、フェライトとセメントのみとなる。セメントは、第3過程における生成直後は二次元的あるいは棒状であるが、焼もどし温度の上昇に伴って凝集、成長し球状となる。この過程

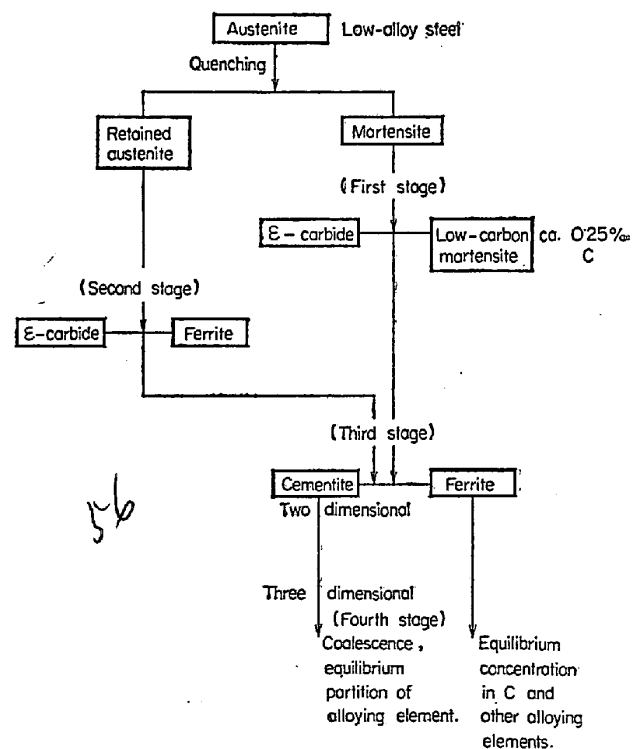


Fig. 1. Various stages in tempering of steel.

* 昭和43年1月13日受付 (依頼技術資料)

** 住友金属工業(株)中央技術研究所 理博

を第4過程と呼んでいる*。この段階におけるフェライト中の固溶C濃度は、平衡状態図によつて与えられる値に近い非常に低いレベルにあると考えてよからう。

低合金鋼のマルテンサイトの焼もどし過程も、炭素鋼と本質的には違わないが、第4過程において合金元素のフェライトとセメンタイト(θ 相)への分配が行なわれる。すなわち、置換型の合金元素原子のフェライト中における拡散はおそいので⁹⁾、比較的低温においては、セメンタイト中の合金元素濃度は鋼の組成とあまり異ならないが、高温になると、たとえばCr, Mn, Moなどの炭化物形成傾向の大きい元素はセメンタイト中へ濃縮されていき、一方炭化物形成傾向がFeよりも小さいSi, Niなどは、フェライト中へ濃縮されていく。合金元素のフェライトとセメンタイトへの平衡分配は温度の関数であつて、温度が低いほど分配係数**は大きくなるが⁹⁾、いまA₁変態点直下における分配係数を示すと次のようになる⁹⁾。

Cr 28 Mn 10.5 V 9 Mo 7.5 Ni 0.34 Si 0.03

MnやCrのセメンタイト中における固溶度は十分大きい⁹⁾が、一方V, Moなどの固溶度は小さく⁹⁾、これらの元素をある程度以上含有する低合金鋼においては、この第4過程における500~650°Cの焼もどしによつてV₄C₃, Mo₂Cなどの特殊炭化物を析出し、二次硬化現象を生ずる。これらの炭化物はセメンタイトと異なり、析出初期においてはマトリックスと整合(coherent)である。また、セメンタイトの特殊炭化物への変換の仕方には2とありある。1つは、セメンタイト粒子の内部へと向かう合金元素の拡散によつて、セメンタイト粒子が徐々に特殊炭化物へ変態する(in situ transformation)。ほかは、セメンタイトがフェライト中へ溶解した後、特殊炭化物が別に核発生する(separate nucleation)。前者として(Fe, Cr)₃C→Cr₇C₃、後者としてV₄C₃やMo₂Cの生成を、それぞれの例として挙げることができる⁹⁾。炭化物ではないが、同様に析出によつて2次硬化を起こす元素としてCuを挙げることができる⁹⁾。

3. 組織構成因子と強度の関連

マルテンサイトの硬度は主として鋼のC含有量によつて定まり、合金元素によつて左右されることが小さいことが知られている⁹⁾。マルテンサイトの強度の原因をなす因子として次のものを挙げることができる⁹⁾。

- 1) 結晶粒の大きさ
- 2) 侵入型固溶元素の固溶
- 3) 置換型固溶元素の固溶
- 4) Cの炭化物としての析出あるいは偏析

5) マルテンサイトの下部構造(転位密度、双晶欠陥)
WINCHELL, COHEN¹⁰⁾は、Fe-Ni-Cのマルテンサイトの強度について研究し、その強度は主として侵入原子の固溶によるものとしている。またKELLY, NUTTING¹¹⁾は、0.8% C炭素鋼について、その強度の半分は固溶硬化、残りは微細な炭化物析出あるいはCの偏析によるとしている*。

さて、炭素鋼あるいは低合金鋼のマルテンサイトを再加熱することによつて得られる焼もどしマルテンサイト組織は、焼もどし温度によつて種々異なる様相を示すが組織を構成する相は、マトリックスをなすフェライト(低温焼もどしにおいては $c/a \approx 1$ の低炭素マルテンサイトも存在するが)とこれに分散する析出物(たいてい炭化物)である。したがつて、焼もどしマルテンサイトの強化因子として次のものを挙げることができよう。...

- 1) フェライト中への侵入型および置換型の合金元素原子の固溶
- 2) フェライトの結晶粒の形態と大きさ
- 3) フェライト中の欠陥(転位など)の分布と密度
- 4) 析出炭化物の量と形態
- 5) 炭化物間の分散距離、マトリックと整合か不整合かの別

実用鋼においては、上記の諸因子は互いに錯さうし、その総合効果はきわめて複雑になるものと考えられる。そこでまず本章では、しばらく炭素鋼や低合金鋼を離れ純鉄その他の比較的簡単な系について、上記諸因子のそれぞれ単独が強度に及ぼす影響を考察してみよう。

3.1 フェライトの結晶粒の大きさと降伏強度

純鉄あるいは軟鋼について、降伏点($\sigma_{0.2}$; ρ : 下部降伏点)と結晶粒の直径(d)との間には、つぎに示すいわゆるPETCHの関係がよく知られている。

$$\sigma = \sigma_i + k_y \cdot d^{-1/2} \quad \dots \dots \dots (1)$$

実験結果の1例をFig. 2に示す¹²⁾。この式は、多結晶体において、外力によつて働きだしたFrank-Read源からでた転位群が、結晶粒界によつてとどめられ、集積し応力集中を起こす、この応力によつて隣接する結晶粒内のFrank-Read源が活動し始めるのに対応する外力が、降伏応力であると考えることによつて導くことができる¹⁴⁾。Table 1は、軟鋼について(1)式の σ_i , k_y の常温における実測値を総括したものである¹⁵⁾。これによるとそれぞれほぼつぎのような値となる。

$$\left\{ \begin{array}{l} \sigma_i = 4.9 \sim 11.2 \text{ kg/mm}^2 \\ k_y = 0.60 \sim 0.84 \text{ (kg/mm}^2\text{)} \cdot \text{cm}^{1/2} \end{array} \right.$$

以上に挙げたのは、フェライトあるいは少量のパラライトを含むフェライト+パラライト組織について得られたものであるが、調質組織のフェライトは、針状マルテンサイトから受け継いだ形をしており、フェライト+パ

* 第4過程という言葉は後述の合金鋼の場合にのみ用い、炭素鋼の場合には用いないこともある。

** フェライトおよびセメンタイト中の合金元素濃度をそれぞれ[M] <M>で表わせば、分配係数は<M>/[M]で表わせる。

* 炭素鋼におけるマルテンサイトの微細構造の直接観察による研究については文献(11)(12)参照。

Table 1. Summary of experimentally determined σ_i and k_y in Petch-relation for iron and mild steel. (at room temperature)

Chemical composition (%)				σ_i (kg/mm ²)	k_y (kg/mm ²)-cm ^{1/2}	Researcher
C	Si	Mn	N ₂			
0.115	0.02	0.51	0.0085	7.1	0.73	CRACKNELL, PETCH (1955)
0.02	<0.01	0.14	0.003	4.9	0.73	
0.15	0.02	0.51	0.008	7.7	0.73	HESLOP, PETCH (1956)
0.04	0.12	0.02	0.006	7.7	0.74	
0.03	0.12	0.25	0.006	7.7	0.74	HESLOP, PETCH (1957)
0.04	0.11	0.47	0.006	7.7	0.69	
0.04	0.14	0.91	0.006	11.2	0.70	
0.05	0.17	1.90	0.008	14.2	0.60	
0.12	—	0.59	0.011	9.2	0.84	HULL, MOGFORD (1958)
0.038	0.008	0.40	0.0042	4.9	0.73	
0.12	0.34	0.52	0.008	6.6	1.04	WILSON, RUSSELL (1960)
0.13	0.30	0.47	0.008	9.6	0.70	
0.014	0.06	0.002	0.003	6.9	0.69	CONRAD, SCHOECK (1960)

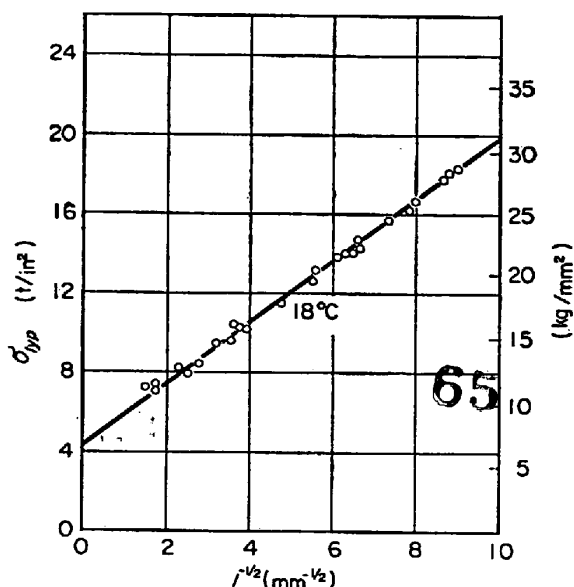
PETCH-relation $\sigma_{l-y.p.} = \sigma_i + k_y \cdot d^{-1/2}$ 

Fig. 2. Dependence of lower yield point on grain size. (PETCH)

ーライト組織におけるような多角形ではない。EMBURYら¹⁶⁾は、市販純鉄の焼なまし組織および 4310 の塩水焼入によつて得た低 C・マルテンサイトを常温で引き抜きによつて冷間加工し、フェライト結晶粒を引き伸ばされた形状としたものについて、0.2% 耐力とセルの直径 l との間に、PETCH 流に σ vs. $l^{-1/2}$ が直線となる関係を得ている。この場合、焼なまされたものと異なり、転位密度がかなり高いということと、結晶粒の形状が比較的 acicular に近いものを対象としているという意味において興味深い。

3.2 固溶による強化

固溶体の変形応力は、溶質の濃度と、マトリックス—溶質間の結晶格子のくいちがいの増加につれて上昇する。MOTT, NABARROは、溶質原子のまわりに生ずる

弾性的ひずみが転位の運動に与える効果から、固溶体の降伏強度を求めた¹⁴⁾。

$$\tau = 1/2 \cdot \mu \epsilon^{4/3} C \{ C^{2/3} (\ln C)^{4/2} \}^{1/3} \dots\dots\dots (2)$$

μ : 剛性率

C = 原子濃度

$\epsilon = 1/a \cdot (da/dc)$ a : 格子定数

上式の { } 内の C による変化は小さいので、固溶による降伏強度の上昇 $\Delta\sigma$ は、

$$\Delta\sigma = A \mu \epsilon^{4/3} \cdot C \dots\dots\dots (2)'$$

A : 定数、ただし $C=10^{-1}$ のとき $A \approx 1$, $C=10^{-3}$ のとき $A \approx 2$

上式によれば、強度は固溶濃度に対して直線的に上昇することになる。Fig. 3 は、HESLOP, PETCH¹⁷⁾ の測定結果を示したもので、(1)式における σ_i の固溶 (C+N) % による増加は直線的である。MOTT, NABARROによれば、0.025%C 当たりの強度上昇は 4~10 kg/mm² となり、上記実験結果に一致する。

一方、SCHOECK, SEEGER¹⁸⁾は、侵入原子による固溶硬化は、転位の応力場における侵入原子の stress-induced ordering に関係して生ずると考えて、次の式を得た。

$$\Delta\sigma = 37.7 \times 10^{-20} f / ba^3 \text{ dynes/cm}^2 \dots\dots (3)$$

f : 侵入原子の濃度 (atomic fraction)

b : Burgers ベクトル

a : 格子定数

この式による計算値もまた Fig. 3 の実験結果をよく説明しうる。

一方、FLEISCHER は、固溶硬化は $C^{1/2}$ に比例すべきだとしている²⁰⁾。WERT²¹⁾は、C の Fe 固溶体について降伏点と固溶 C 量の関係を報告している (Fig. 4)。FLEISCHER によれば、WERT のデータは、 $C^{1/2}$ に対して直線関係となる理論によく適合している。

Fe の固溶体において、侵入原子による固溶硬化に比

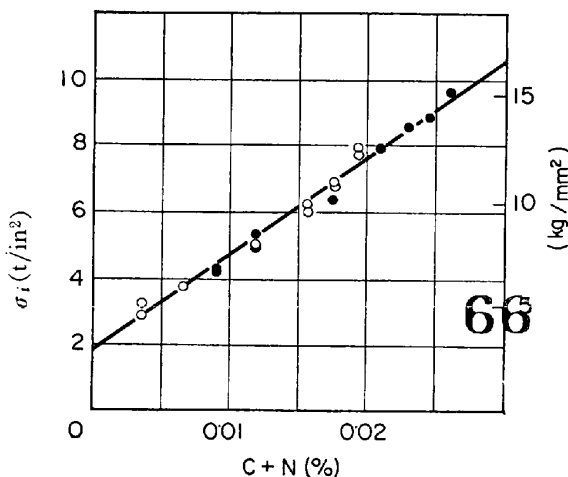


Fig. 3. Effect of the concentration of C+N in solution on σ_i . (HESLOP, PETCH)

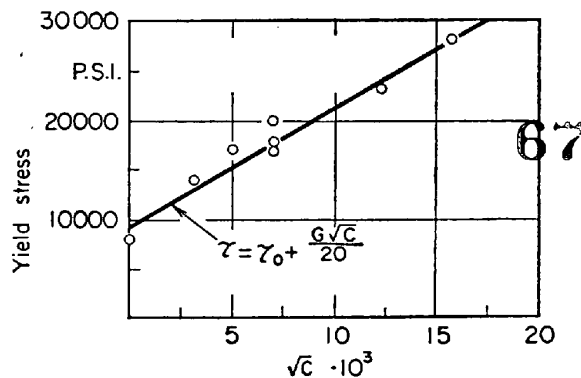


Fig. 4. Yield stress vs $C^{1/2}$. (WERT)

して置換原子による固溶硬化は、はるかに小さい。たとえば、固溶原子 1 mol 当たりの剪断応力の増加 $d\tau/dC$ は、侵入 C 原子の 3μ に対して、置換原子では $\mu/16$ (μ は剛性率) である²⁰⁾。

DAVIES, KU²²⁾ は、種々の Fe 基固溶体について、MOTT, NABARRO による $\Delta\sigma$ の計算値と実測値とを対比し、micro-yield について考える限り^{*}、両者はよく一致すると述べている。

Fe-M (M は合金元素) 二元合金の強度と合金元素添加量の関係は、GENSAMER ら²³⁾によつて実験的に求められている。(Fig. 5)

また比較的最近 PICKERING ら²⁴⁾は、60 種類の化学成分に焼ならしあるいは焼なましを施してフェライト+パーライト組織とし、下部降伏点を測定し、合金元素の固溶硬化として次の値を与えている (Table 2)。ただし彼らは、合金元素量に添加量を用いているが、実際には、合金元素はフェライトとセメンタイトに分配されてい

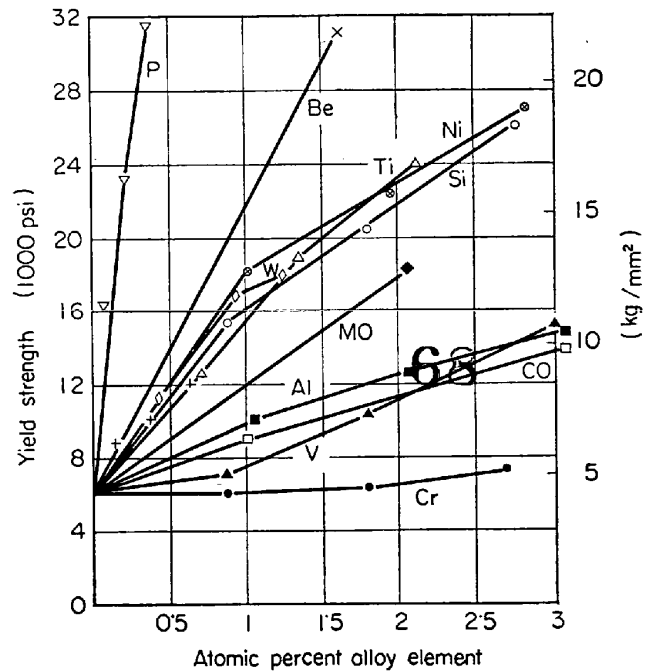


Fig. 5. Yield strength versus atomic per cent of alloying element—solid solution hardening. (LACY, GENSAMER et al.)

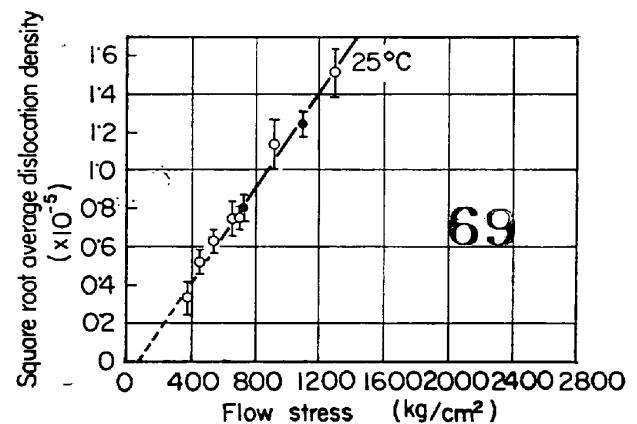


Fig. 6. Relationship between square root of average dislocation density and flow stress of iron. (KEH & WEISSMANN)

るので、厳密にはこの点を考慮しなければならない。Table 2 には、DAVIES ら²²⁾、LACY ら²³⁾のデータをも一括表示比較した。

3.3 降伏強度におよぼす転位密度の影響

KEH, WEISSMANN²⁵⁾は、種々の変形ひずみを与えた多結晶 Fe について、転位によるセルの大きさや転位密度を測定している。Fig. 6 は、彼らの測定結果を示したものであるが、変形応力 σ_f と平均転位密度 ρ との間には次の関係が成立している。

$$\sigma_f = \sigma_0 + 0.38 \mu b \sqrt{\rho} \quad (4)$$

同様に、変形応力 σ_f と $\rho^{1/2}$ との直線関係は、多結晶 Nb²⁶⁾、多結晶 V²⁷⁾ などについても報告されている。また KEH²⁸⁾は、多結晶 Fe について、セル壁の転位密度と降伏強

* micro-yield として $\epsilon = 10^{-6}$ (ϵ : ひずみ) に対応する応力をとっている。 $\epsilon > 10^{-6}$ の ϵ に対する降伏応力は計算値よりも大きくなる。これに対して、理論は元来 micro-yield を対象としているはずであるから、これで当然だとするのが DAVIES らの主張である。

Table 2. Solid solution hardening effect of substitutional solute atoms in ferrite.

(kg/mm²/atm %)

Researcher	Yield criterion	Si	Mn	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Ti	Co	Al	P	Be	(C)
LACY, GENSAMER (1944)	2×10^{-3}	7.5	—	—	8.6	0	4.2	0.8	6.8	2.1	2.8	56	11	126
PICKERING, GLADMAN (1963)	L.Y.S.	4.5	3.3	4.5	0	-2.9	1.9	—	—	—	—	39	—	127
DAVIES, KU (1966)	10^{-6} 10^{-3}	2.5 5.2	—	—	—	—	—	0.4 1.7	—	0 0.05	1.2 3.2	—	—	25 148

度との関係について求め、同様の結果を得ている。このように変形応力と転位密度の間には一般に次の関係がある。

$$\sigma_f = \sigma_0 + B \mu b \sqrt{\rho} \quad (5)$$

B: 定数

これらの実験結果を支持する加工硬化の理論も存在する¹⁴⁾。すなわち、これによれば変形に要する剪断応力の転位密度への依存は、(5)式と同様の形に表わされる。

3.4 析出あるいは分散粒子による強化

析出反応の初期におけるように、析出物とマトリックスとの間に、結晶格子の整合が保たれている場合には、合金の強度は、析出粒子のまわりの応力場と転位との相互作用によつて影響される。析出粒子を切つて迂りが進行するような場合には、転位の通過による粒子の表面エネルギーの増加も考慮しなければならない²⁹⁾³⁰⁾。析出の後期あるいは過時効段階においては、つぎの理論が適用される。

軟かい延性のあるマトリックスに、硬い第2相粒子が分散するとき、転位の移動は、迂り面に交差する粒子によつて抵抗を受ける。OROWAN³¹⁾は、外力がこの抵抗にうちかつとき、転位は曲率を画いて粒子間を通り抜け、通り抜けた後に粒子をとり囲む転位ループをとり残すとする降伏のモデルを考えた。この場合降伏応力は次式で表される(λ は粒子間間隔)。

$$\sigma = \sigma_0 + 2\alpha \mu b / \lambda \quad (6)$$

α は転位の張力によつて定まる。

$$T = \alpha \mu b^2$$

KELLY, NICHOLSON³⁷⁾は、Tの近似としてつぎの式を与えている。

$$T = (\mu b^2 / 4\pi) \phi \ln(\lambda / 2b)$$

ここで

$$\phi = 1/2 \cdot (1 + 1/1 - \nu)$$

ν : POISSON 比

したがつて、剪断応力で表わせば、

$$\tau = \tau_s + (2\mu b / 4\pi) \phi \cdot \ln(\lambda / 2b) \cdot 1/\lambda \quad (7)$$

もし、 λ に対して粒子の大きさ(半径 r)が無視しえないときは、

$$\tau = \tau_s + (\mu b / 4\pi) \cdot \phi \cdot \ln\{\lambda - 2r / 2b\} \cdot 1/r(\lambda - 2r) \quad (7)'$$

となる。

FISHER, HART, PRY³³⁾は、OROWANの過程は、micro-strainの領域でのみ行なわれるものと考え、この過程にひき続いて粒子の周囲に転位ループが形成され、これによる加工硬化の後、通常観察されるような巨視的な降伏点が観察されるのだとして、OROWANの理論を修正している。F-H-Pによれば、この加工硬化にもとづく硬度上昇は、 $f^{3/2}/r$ に比例する。ここで f は析出物の容積率である。

ANSELL, LENEL³⁴⁾は、析出粒子に集積した転位が、その粒子を破壊するか、または塑性変形せしめるときに、合金の塑性変形を生じると考えて降伏強度を求めた。すなわち、析出物あるいは分散粒子による強度上昇は、

$$\Delta\tau = \sqrt{\mu b \mu^* / 2\lambda C} \quad (8)$$

μ^* : 粒子の剛性率

C: 粒子の完全さに依存する定数*

ANSELL³⁵⁾は、OROWANのモデルによつては観察しうのような降伏は起こらないはずであると考えて、彼の理論をさらに推し進め、析出物による強化は析出物の大きさによつて異なり、析出物の大きさ(直径)が $2\mu b / \sigma$ よりも大きいときは、(8)式にしたがうが、析出物の大きさが $2\mu b / \sigma$ よりも小さいときは、析出物量に依存する一定の大きさになるとしている。すなわち、

比較的粗い分散粒子の場合

$$\sigma_{y.s} = (\mu b \mu^* / 2\lambda C)^{1/2}$$

微細な分散粒子の場合

$$\sigma_{y.s} = \mu^* / 4C (f^{1/3} / 0.82 - f^{1/3})$$

Fig. 7は Fe-0.45Mn-0.017%C 合金について³⁶⁾、また Fig. 8は Fe-0.022%N 合金について³⁷⁾、そのいずれも焼入時効によつて過時効状態としたものについて、下部降伏点を λ^{-1} あるいは $\lambda^{-1/2}$ に対してプロットし

* 定数Cは、欠陥のない粒子の場合は30程度、欠陥が普通の金属程度ならば1000程度である。粒子の完全さは粒子の大きさに依存し、粒子直径1000Å以下では完全に近く、大きくなるに従つて不完全さを増す。

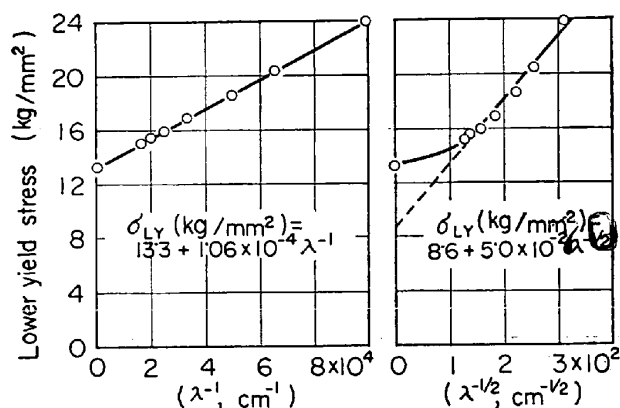


Fig. 7. Relationship between yield stress and carbide spacing in a quench-aged Fe-0.45 Mn-0.017C alloy. (LESLIE)

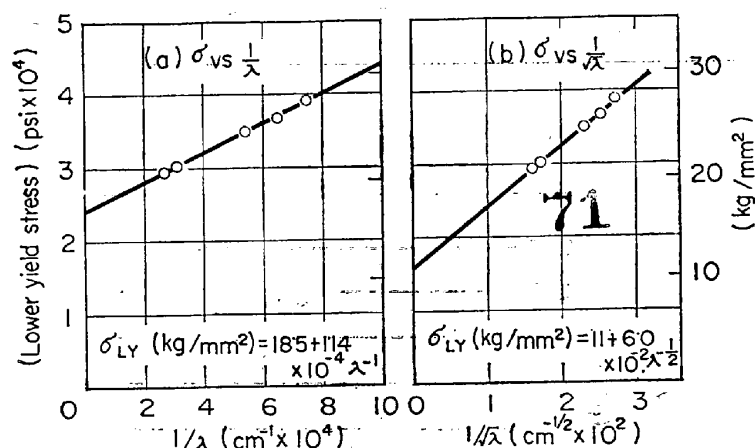


Fig. 8. Correlation between interparticle spacing (λ) and yield stress (σ) of a 0.022 pct N alloy quenched at 100°C. (KEH & WRIEDT)

たものである。OROWAN の式において、 $\mu = 8 \times 10^8 \text{ kg/mm}^2$, $b = 2.5 \times 10^{-8} \text{ cm}$, $\alpha = 1/2$, $\sigma = 2\tau$ を代入すると $\sigma_{l.y.s.}$ vs. $1/\lambda$ の直線の勾配として $2 \times 10^{-4} (\text{kg/mm}^2) \text{ cm}$ が得られるが、これは実験結果(それぞれ 1.06×10^{-4} , $1.14 \times 10^{-4} (\text{kg/mm}^2) \text{ cm}$ と比較的よく一致している。一方、 $\sigma_{l.y.s.}$ vs. $\lambda^{-1/2}$ の直線の勾配については μ^* , C がよく知られていないため、その正確な評価は困難であるが $\mu^* = 1.5 \times 10^4 \text{ kg/mm}^2$, $C = 1000$ とおけば $0.04 (\text{kg/mm}^2) \cdot \text{cm}^{1/2}$ となり、実験結果と矛盾しない。

LUNDRA³⁹⁾は、1.8% および 5% の Cu を含有した Fe-Cu 合金 (C 50ppm) を 1100°C 焼入後、500~750°C で 5hr 時効し、 ϵ 相 (ほとんど純 Cu) の分散距離 (数百ないし数千 Å) を求め、0.2% 永久ひずみの降伏応力との関係を検討した。その結果と、OROWAN および ANSELL-LENELE の両理論にともによく適合した。ただしマトリックスの結晶粒の大きさは、供試材の C% および合金組成にかかわらずほぼ一定 (約 20 μ) であった。また転位密度もほぼ一定で 10^8 cm^{-2} のオーダーであった。

4. 調質組織の強度

鉄鋼の調質組織は、実用上もつと多く用いられる比較的高温の焼もどし状態においてさえ、多結晶体であること、結晶粒の形状が初析フェライトのような多角形ではなく針状であること、炭化物が析出分散していること、なお比較的高い転位密度を有すること、などが重なり合い複雑である。低温焼もどしや二次硬化の場合には、固溶による強化、析出粒子周辺の整合ひずみの存在や析出物の形態も考慮しなければならないであろう。

4.1 高温焼もどしおよび球状炭化物組織

マルテンサイトの高温焼もどし組織は、低温焼もどし組織にくらべてはるかに取り扱いやすいはずである。すなわち、C の固溶濃度、転位密度は低く、整合ひずみは存在しない。組織を単純化して模式的に表わせば Fig. 9

のように、フェライト多結晶体のマトリックスに、球形の炭化物がほぼ一様に分散しているようなものとなる^{29)*}。マルテンサイトの高温焼もどし組織を対象として行なわれた従来の実験を Table 3 に一括した。以下にこれらについて、前章の強度因子についての諸理論と比較論議する。

4.1.1 GENSAMER の関係

フェライト、パーライト、ベイナイト、マルテンサイトなどのオーステナイトの変態生成物相互間の機械的性質の比較ということだけでなく、顕微鏡組織をさらに細かく分析して、炭化物の分散状態や、その他の組織構成因子の機械的性質におよぼす影響として解析しようとしたところみとして、まず GENSAMER らの研究³⁹⁾を挙げなければならない。彼らは共析炭素鋼の

焼入 A_1 点直下の焼もどしによつて得た球状炭化物組織について引張強さあるいは耐力がフェライトの平均自由行路の対数に対して直線関係にあることを見出した。GENSAMER の関係を表わせば次のようになる。

$$\sigma_{y.s.} = A - B \log \lambda \quad (10)$$

彼らはまたパーライト組織についても引張試験を行なっているが、興味あるのは、パーライトの層状組織も、球状炭化物組織も、フェライトの平均自由行路 (P)**で整理すれば、変形応力 (ここでは有効変形 0.20 に対応する応力をとる) はいずれも $\log P$ によつて定まり、炭化物の形態によらないということである。Fig. 10にこれを示した。

* ただしマルテンサイトの焼もどし組織においては、マトリックスのフェライトは針状で、Fig. 9 のようにポリゴナルではない。再結晶を起こすとポリゴナルになる。

** 球状炭化物組織については、顕微鏡組織上任意にひいた直線に沿う球状炭化物間の平均距離をとっている。層状パーライトについても同様に求めているが、この場合平均自由行路は、層間隔の 1.9~2.0 倍にとっている。

Table 3. Summary of experiments on the yield strength of high-temperature-tempered martensite.

Steel	Heat-treatment	Strength parameter	Experimental result	Researcher
Eutectoid	Q+below A_1 , T	Effective deformation of 0.2	Linear with $\log P$ (GENSAMER's Relation)	GENSAMER et al. (1942)
0.70C 1.06C	815°C Q+705°C T	L.Y.P.	• GENSAMER's Relation • ANSELL-LENEL's Model (according to Ansell-Lenel) • OROWAN's Model (according to TYSON)	ROBERTS, CARRUTHERS, AVERBACH (1952)
0.42C } Mn 0.56C } steel 0.75C }	Q+426~675°C T (12hr at 675°C)	0.2% Y.S.	• GENSAMER's Relation • OROWAN's Model (according to TYSON)	TURKALO, LOW (1958)
0.7C } 1.1C }	840°C Q+690°C T (0.1~400hr)	0.2% Y.S.	GENSAMER's Relation (existence of kink)	MIMA (1961)
0.48C } 0.95C }	900°C Q+705°C T (5~22hr)	U.Y.P.	Linear with $M^{-1/2}$ (M: mean free path related to carbide to carbide and dislocation net-work)	KOSSOWSKY and BROWN (1965)
0.13C-Mn-Ni-Mo	Q+550~675°C T (1~100hr at 675°C)	0.2% Y.S.	• GENSAMER's Relation (kink point corresponding with matrix recryst.) • Multi-regression analysis on relations of microstructural factors to strength	KUNITAKE (1967)

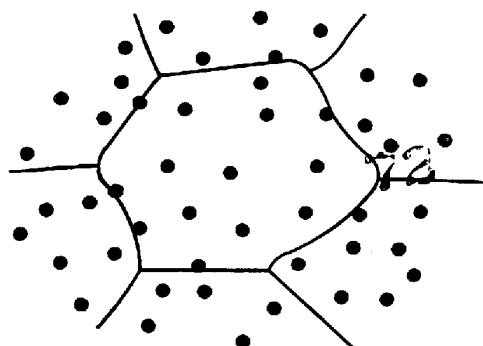
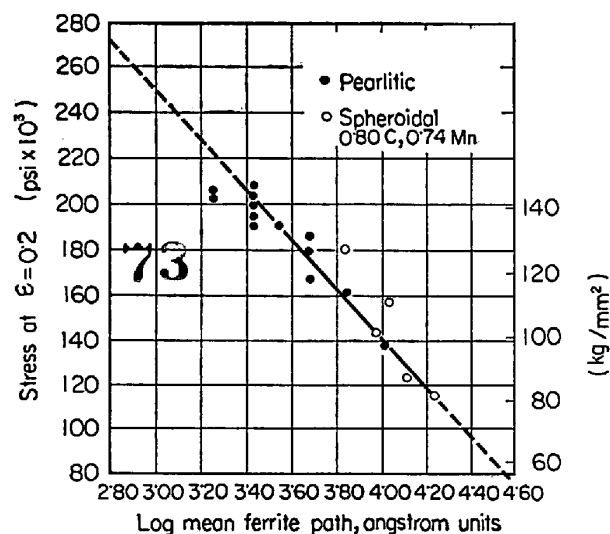


Fig. 9. Representation of a dispersed two-phase structure. (according to GUARD)

ROBERTSら⁴⁰⁾は、0.7 および 1.0% C 鋼を焼入れ後、 A_1 点直下の焼もどしによつて得た球状炭化物組織について、下部降伏点と $\log P$ の間に直線関係を得ている。なお、0.20 および 0.45% C のフェライト+パーライト組織や純鉄についても、平均自由行路を適当にとればすべて $\log P$ に対して同一直線上にのせることができることも示した。

微細構造と強度とを結びつけようとするところみは、その後、測定手段として電子顕微鏡を利用するにおよんで、一段の進歩を遂げた。電子顕微鏡の応用それ自体についても、レプリカから薄膜の直接観察へと進むことによつて、さらに一層の飛躍を遂げたのである。

TURKALO, LOW⁴¹⁾は、0.42% C, 0.56% C, 0.75% C の 3 種類の Mn 鋼を焼入れ後、426, 593, 675°C で焼もどし、引張り試験を行なつた。一方、レプリカによる電顕観察を行なつて炭化物によつて定まる平均自由行路を

Fig. 10. Stress at $\epsilon=0.20$ versus mean ferrite path, for eutectoid steel. (GENSAMER et al.)

測定し、両者の関係を検討した。その結果、鋼の化学成分にかかわらず、426°C および 593°C における焼もどし後において、0.2% 降伏応力と $\log P$ の間に直線関係があることを見出した。675°C で長時間焼もどしのデータのみは直線関係からはずれたが、これらの球状炭化物組織については、炭化物分散によつて定まる平均自由行路の代わりに、結晶粒の大きさをを用いれば、やはり同一直線上にのせることができることを見出した。彼らはこの理由として、675°C 焼もどしにおいては、炭化物はほとんど結晶粒界に並ぶので、フェライトの平均自由行路を定めるものとして、炭化物の代わりに結晶粒界

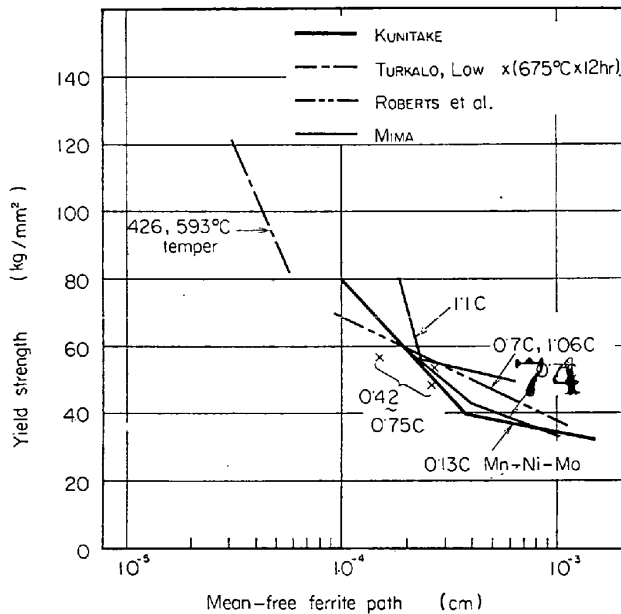


Fig. 11. Yield strength as a function of mean free path.

を用いたほうが妥当だからだとしている。一方、彼らによれば、FISHER, HART, PRY³³⁾あるいは OROWAN³¹⁾のモデルは、実験結果と合致しなかつた。

美馬⁴²⁾は、TURKALO, LOW の高温焼もどしのデータが、 $\sigma_{y.s.}$ vs. $\log P$ のプロットにおいて、より低温焼もどしのデータの延長線上にのらなかつたのには、もつと本質的な原因があるに違いないと考え、0.7% C および 1.1% C の高炭素鋼を焼入れ後、690°C で 0.1~400hr の種々の時間焼もどした後、降伏応力および引張強さと $\log P$ の関係を求めている。強度と $\log P$ は直線関係を示したが、直線に折れ曲がり点が観察された(後出 Fig. 11 参照)。

邦武⁴³⁾は、低炭素低合金鋼を焼入れ後、550~675°C で焼もどし、降伏応力を測定している。一方、 P を電顕観察によつて決定している。この場合にも、GENSAMER の関係の成立がみとめられた。また、美馬がみとめたように、直線の折れ曲がりも観察された。

以上の諸実験の高温焼もどしマルテンサイト組織についての GENSAMER の関係を Fig. 11 にまとめた (Table 3 参照)。このように多くの実験が GENSAMER の関係の成立を支持するが、この関係の成立を支持する理論的背景は乏しい。さて Fig. 11 をより詳細に眺めると、TURKALO, LOW の実験⁴¹⁾における比較的低焼もどしのものおよび邦武の実験⁴³⁾の一部を除くと、いずれも変態点直下の高温における焼もどし組織すなわち球状炭化物組織に関するものであることがわかる。すなわち、球状炭化物組織の強度については、鋼の C% によつて影響される程度が小さく、炭化物分散によつて定まる平均自由行路によつて、ほぼ整理されることが示されている。さらに、TURKALO, LOW⁴¹⁾の低温焼もどし (426°C, 593°C)

のデータによれば、これよりも比較的低い温度における焼もどしにおいては、強度の $\log P$ に対する直線関係(もし成立するとしても)の勾配は急になることが示唆されている。また、球状炭化物組織について、美馬⁴²⁾や邦武⁴³⁾によれば、ある P の値で折れ曲がり点が示されているが、これは美馬が示唆したように⁴²⁾、マトリックスのフェライトの結晶粒が針状から多角形状へ再結晶を行なうのに対応している⁴³⁾。フェライトの再結晶後においては、炭化物がフェライトの結晶粒界に配列する傾向が大きいかを考えた場合、かつて TURKALO, LOW⁴¹⁾が、675°C, 12hr 焼もどしのデータに対して、炭化物による P の代わりに、フェライト結晶粒の大きさを用いたこともほぼ妥当なことと考えられる。

4.1.2 OROWAN のモデル

鋼の球状炭化物組織は、前述のように、マトリックスと不整合な、均一な大きさの炭化物球の at random な分散に近似できる。TYSON⁴⁴⁾は、転位が迂り面上を動くとき、その障害となる粒子間距離のとり方について考察し、次の式を得た。

$$\lambda = \left(\frac{1}{N_s} \right)^{1/2} - \frac{\pi}{2} \cdot r$$

ここで N_s は、迂り面の単位面積あたりに存在する粒子数である。

TYSON は ROBERTS ら⁴⁰⁾、TURKALO, LOW⁴¹⁾ のデータについて、上式による λ を算出し、降伏応力を $(1/\lambda)$ に対してプロットし、OROWAN の理論を支持する直線関係が得られることを示した (Fig. 12 参照)*。この直線の勾配は、0.363 lb/inch (6.49×10^{-4} (kg/mm²)·cm) となり、OROWAN の予測する値**に近い。また、 $\sigma_0 = 60,000$ psi (42.2 kg/mm²) となるが、用いた試料の合金含量や結晶粒の大きさから考えれば妥当な値だとしている⁴⁴⁾。

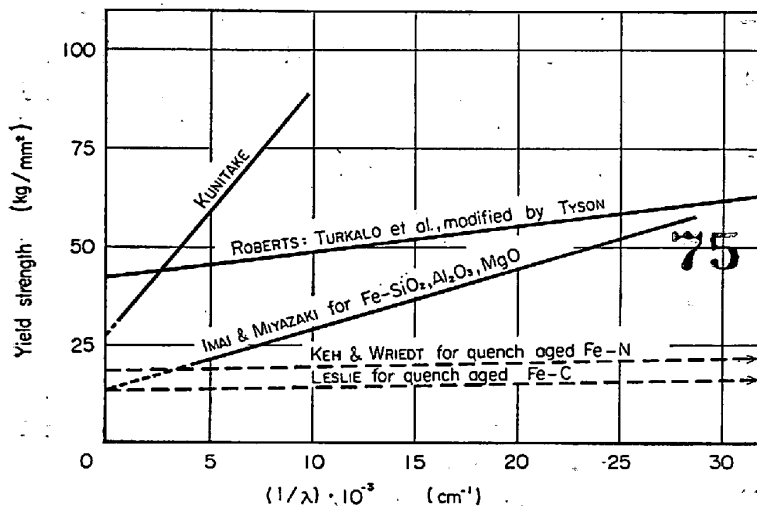
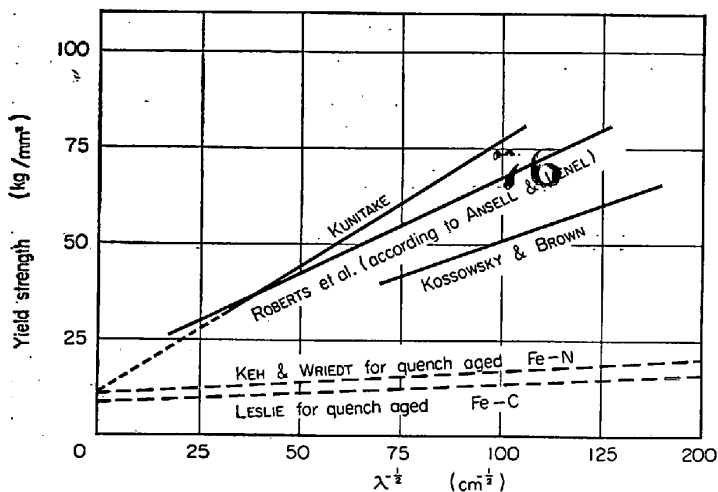
Fig. 12 に、上記の結果を、他の諸実験結果³⁶⁾³⁷⁾⁴³⁾⁴⁵⁾と比較して示した。ここで今井ら⁴⁵⁾の実験データは、焼結、高温押し出し、焼なましによつて得られたところの Fe-Al₂O₃, SiO₂, MgO 分散系について得られたものである。

4.1.3 ANSELL, LENEL のモデル

ANSELL ら³⁴⁾³⁵⁾の理論によれば、比較的粗い分散系においては、降伏強度は $\lambda^{-1/2}$ と直線関係にあるべきことになる。ROBERTS ら⁴⁰⁾の、共析および過共析鋼の球状炭化物組織についてのデータにもとづいて、ANSELL ら³⁴⁾は、 $\sigma_{y.s.}$ vs. $\lambda^{-1/2}$ の良好な直線関係が得られることを

* TYSON⁴⁴⁾の主張によれば、 $\alpha = 0.7$ とおけば $4\alpha\mu b = 0.320$ lb/inch となり、実測値 0.363 lb/inch に一致する。

** OROWAN の理論でいうところの降伏強度は、降伏を生ぜしめるに必要な応力であつて、多結晶体にあつては弾性限に相当し、実験的にこれを正確に求めるには困難がある。もし 0.2% 永久変形に対応する降伏応力が、弾性限よりもある一定の大きさだけ大きいと仮定すれば(これは ROBERTS ら⁴⁰⁾の実験ではみとめられている)降伏応力を弾性限の代わりに用いることができる。

Fig. 12. Yield strength vs. (inter-carbide spacing)⁻¹.Fig. 13. Yield strength vs. (inter-carbide spacing)^{-1/2}.

示している。λ = ∞ に対応する値として外挿値約 25000 psi (17.5 kg/mm²) が得られている。

以上にのべたように、ROBERTS⁴⁰⁾の実験データは、GENSAMER の関係に適合するだけでなく、OOWAN, ANSELL らのいずれのモデルにも適合することになる。このことから、この両理論のいずれが正しいかを判定するにはきわめて精確な実験を必要とすることがわかる。

Fig. 13は、 $\sigma_{y.s.}$ vs. $\lambda^{-1/2}$ に関して、諸実験結果³⁶⁾³⁷⁾⁴⁰⁾⁴³⁾⁴⁶⁾を総括図示したものである*。ANSELL, LENELの(8)式によれば、 $\sigma_{y.s.}$ vs. $\lambda^{-1/2}$ の勾配は $\sqrt{\mu b \mu^* / 2C}$ となる。いま仮りに、 $\mu^* = 1.5 \times 10^4$ kg/mm² (Feの約2倍) C 30~1000 とおけば、勾配の値は 0.04~0.22 (kg/mm²) · cm^{1/2} となる。これに対して焼もどしマルテンサイトについての値はかなり大きい。一方、焼入時効した Fe-C 合金³⁶⁾ Fe-N 合金³⁷⁾については、セメンタイトのCを約 1000 と考えればほぼ妥当な大きさである。

Fig. 13 においては、先の 1/λ に対するプロットの

場合と異なり、 $\lambda^{-1/2} = 0$ における截片長はいずれも比較的近い値となつている。

4.1.4 PETCH 流のモデル

以上にのべた諸研究においては、組織の強化因子を示すパラメータとして炭化物の分散がとり挙げられているが、これに対して、マトリックスのフェライト結晶粒の大きさをとり挙げて PETCH 流の関係式¹³⁾によつて整理しようとしたところみがある。

HYAM, NUTTING⁴²⁾は、0.1~0.9% C 含有の4種類の鋼について Hv 硬度と $d^{-1/2}$ との間に直線関係が存在することを主張している。この場合、供試鋼のC%の変化の範囲は大きいにもかかわらず、すべてほぼ1本の直線のまわりに分散しており、炭化物量の影響が比較的小さいことを示唆している。

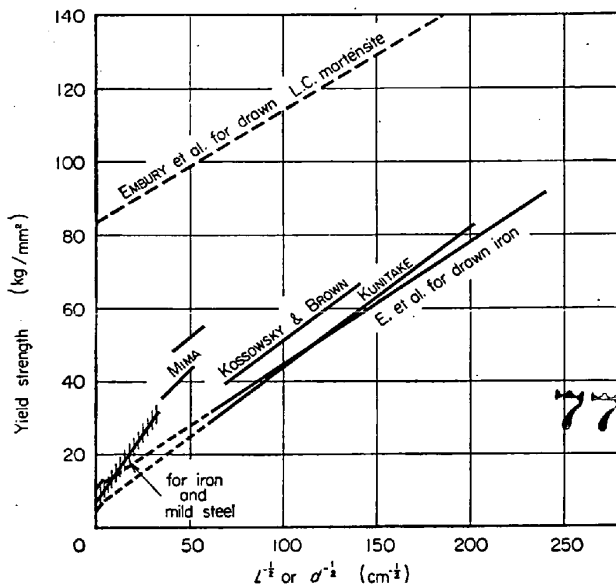
先述の美馬の実験⁴²⁾においても、焼もどし時間10 hr以上(~400hrまで)の試験片については、降伏強度とフェライト結晶粒の平均直径(d)の間に $\sigma_{y.s.}$ vs. $d^{-1/2}$ の直線関係がみとめられている。

KOSSOWSKY, BROWN⁴⁶⁾は、0.48% C および 0.95% Cの市販炭素鋼を用い、球状炭化物組織の上部降伏点と $M^{-1/2}$ の間に直線関係をみとめている。ここで M は平均自由行路であるが、炭化物と転位網(炭化物は相互に転位によつて結合されていると仮定)によつて決定されるものとしている。ただし彼らのデータは、GENSAMER の関係にも、また ANSELL, LENEL の関係にもよく適合したとのべている。一方 OROWAN のモデルや、FISHER-HART-PRY のモデルは実験結果に合致しなかつたという。彼らは、結論として、球状炭化物組織の強度は、転位で連結された炭化物粒子からなるネットワークによつて、転位の運動が阻止されることにもとづくものであろうとしている。

Fig. 14 は、降伏強度と結晶粒の大きさについての従来の実験結果を一括図示したものである。ここで興味ある事実、邦武⁴³⁾ KOSSOWSKY, BROWN⁴⁶⁾の焼もどしマルテンサイトと、EMBURY¹⁶⁾の冷間引抜せる純鉄および低C・マルテンサイトについて、その勾配がほとんど同程度の大きさを有し、0.30~0.40 (kg/mm²) · cm^{1/2} の値を有することである。以上の諸組織はいずれもひきのばされた形のフェライト結晶粒を有していることも共通している。これらにおいては、結晶粒を表わすパラメータとして、結晶粒界から粒界までの平均自由行路が用いられている。もしこれらを多角形状を有するフェライト結晶粒の直径に換算したとすれば*、上記の勾配は 0.4~0.5 (kg/mm²) · cm^{1/2} となり、多角形状フェライトを有する軟鋼についての PETCH の関係の勾配 (Table 1

* KOSSOWSKY, BROWN⁴⁶⁾のデータは、後述するように λ のとり方がほかとは若干異なる。

* 多角形結晶粒については、平均自由行路 l と、結晶粒の直径 d の間には次の関係がある⁴³⁾。 $d = 1.78 l$

Fig. 14. Yield strength vs. (grain or cell size)^{-1/2}.

参照)に近づく。

4.1.5 多数の強度因子の総合効果

実用鋼における強度の問題を取り扱うに際して、従来の研究はほとんど単一の因子のみをとり挙げている。マルテンサイトの高温における焼もどし組織においては、マトリックスの固溶濃度は平衡に近く、一定の値に近づいている。これはフェライト結晶粒の大きさや転位密度についても同様であろう。しかしながら強度の絶対値には複数の因子が寄与しているはずであつて、単一の因子をとり挙げてほぼ成功を収めているのは、他の因子の寄与が非常に小さいか、あるいはほぼ一定の値をとるか、あるいは種々の強度因子の変化が平行的であるかであろう。このことは、以上にのべた諸実験結果の考察からも容易にうかがえる。

2つ以上の因子の寄与をどのように評価すべきかは困難な問題である⁹⁾¹⁹⁾。しかし近似的にもし個々の因子の影響が加算的であるとすれば、つぎの表現が可能である。すなわち CONRAD¹⁹⁾は、C, N 原子の固溶、析出物、ひずみによる総合効果としてつぎの式を与えている。

$$\sigma = \sigma^* + \sigma_\mu + k \cdot d^{-1/2} \quad \dots\dots\dots (11)$$

上式の降伏応力の各項の中で、 σ^* は温度依存部分で温度、ひずみ速度に依存するだけでなく、鋼の組成、ひずみ、単結晶か多結晶かの別によつても異なる。 d は結晶粒の大きさである。 σ_μ は温度に依存しない部分で、転位、固溶原子、析出物などに依存するが、CONRAD¹⁹⁾はつぎのように表わしている。

$$\sigma_\mu = \alpha_1 \mu b \rho^{1/2} + \alpha_2 b \lambda^{-1} + (\alpha_3 f / b a^3) \quad \dots\dots\dots (12)$$

第1項は転位密度(ρ)、第2項は析出粒子(λ)、第3項は固溶C, N原子に関するもので、第1項、第2項はOROWANの理論に、第3項はSCHOECK, SEEGERの理

論に拠っている。

上記と同様の考え方をすれば、高温で焼もどしたマルテンサイトの強度は次式で表わせよう。

$$\sigma_{y.s.} = \sigma_0 + f(\lambda) + \varphi(d) + \xi(\rho) + \phi_1(C_i) + \phi_2(C_s) \quad \dots\dots\dots (13)$$

すなわち、 $\sigma_{y.s.}$ は、 λ , d , ρ , C_i (侵入原子の固溶濃度)および C_s (置換原子の固溶濃度)の関数である。

邦武⁴³⁾は、低炭素低合金鋼を焼入れ後、550~675°Cで焼もどした組織について、レプリカおよび薄膜の電顕観察によつて λ , d , ρ を決定し、0.2%降伏強度との間に多重回帰分析を行なつた。ただし、薄膜の観察によれば、675°C×1hr以上の焼もどしによつて、フェライト・マトリックスが針状から多角形状へと再結晶によつて形状を変えるので、 l (フェライト結晶粒界から粒界までの平均自由行路)を d の代わりに用いた。Fig. 15は種々の強度因子の大きさの550~675°Cにおける焼もどしによる変化を、一例として示したものである。強度と組織因子との関係についての解析の結果、いずれも寄与率93%で、つぎの関係が得られた。ここでは、 ρ の寄与はむしろ定数項に含ませたほうがよかつた。

$$\sigma_y = 16.1 + 3.53 \times 10^{-3} \lambda^{-1} (\text{cm}^{-1}) + 0.1717 l^{-1/2} (\text{cm}^{-1/2}), \text{ kg/mm}^2 \quad \dots\dots (14)$$

$$\sigma_y = 3.8 + 0.4513 \lambda^{-1/2} (\text{cm}^{-1/2}) + 0.1644 l^{-1/2} (\text{cm}^{-1/2}), \text{ kg/mm}^2 \quad \dots\dots (15)$$

上の2つの式は、炭化物の寄与をOROWANに従うかあるいはANSELL, LENELに従うかによつて生じたものである。

定数項には、C, Nなどの侵入型固溶原子、置換型のSi, Mn, Ni, Moなどの少量の固溶原子による固溶強化、転位網による強化などが含まれている。C, Nの固

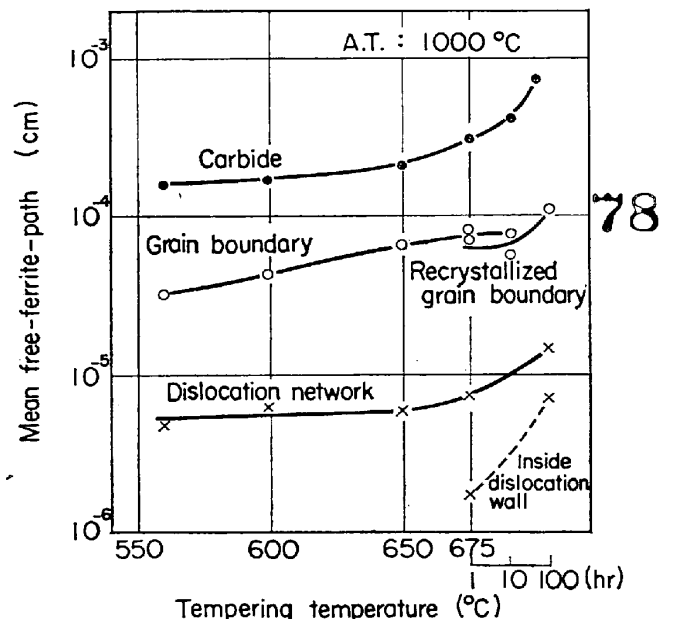


Fig. 15. Mean free-ferrite-path as a function of tempering temperature. (KUNITAKE)

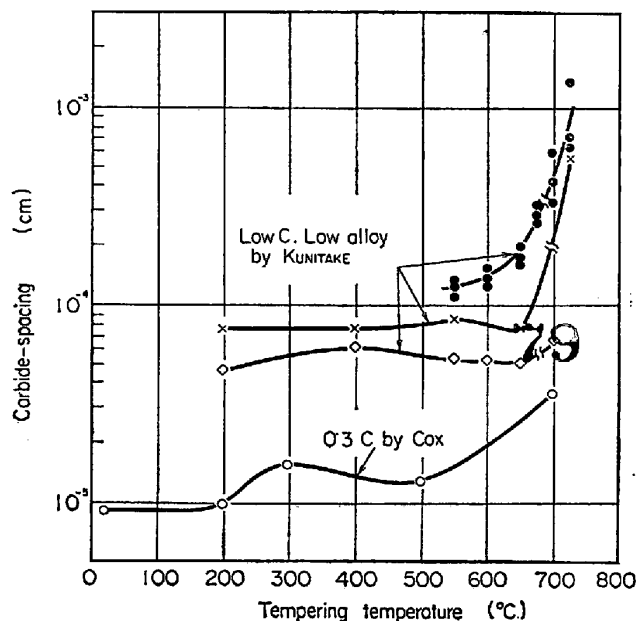


Fig. 16. Variation of carbide-spacing with tempering temperature.

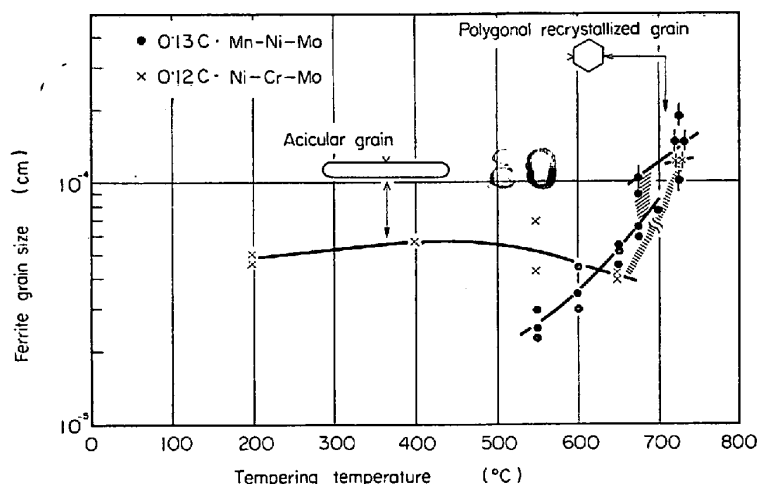


Fig. 17. Variation of ferrite grain size with tempering temperature.

(Low C. Low Alloy : KUNITAKE)

溶濃度は平衡状態によつて与えられるものにほぼ近く、 ρ の実測値は $6 \times 10^9 \sim 2 \times 10^{10} \text{ cm}^{-2}$ のオーダーであつた。転位の強度への寄与は(4)式によれば約 15 kg/mm^2 と概算される*。固溶硬化は焼なまし状態から推定すれば $4 \sim 5 \text{ kg/mm}^2$ 程度である。両者の和はほぼ 20 kg/mm^2 となり、(15)式はもちろん(14)式の σ_0 に比しても、 σ_0 の実験値は小さすぎることになる。また λ^{-1} や $\lambda^{-1/2}$ の係数に関して、実測値はいずれも、OROWAN あるいは ANSELL, LENEL の予測する値に比して過大である。一方、 l の係数は、軟鋼のそれにくらべて若干小さい**。

* $2 \times 0.38 \mu b \sqrt{\rho}$ により概算

** 結晶粒の形状に関して、先述の換算を行なつても、 $0.21 \sim 0.23 (\text{kg/mm}^2) \text{ cm}^{1/2}$ で、軟鋼についての $0.6 \sim 0.8$ に比して小さい。

すなわち、予測されるところに比して、炭化物の寄与は大きく、結晶粒の寄与は小さくなっている。おそらく実際の組織においては、高温における焼もどし組織においてさえも、炭化物はそのマトリックスの比較的高い転位密度とあいまって、複合的に、見かけ上大きな影響を強度に対しておよぼすためであろう。

また、炭化物分散相の量の寄与を求めるために、邦武⁴⁹⁾は、 $0.13 \sim 0.57\% \text{ C}$ の各種低合金鋼について同様の検討を行ない、Hv 硬度と強度因子の間に寄与率 96% をもつて次の関係を得ている。

$$\text{Hv} = 0.8893 \lambda^{-1/2} (\text{cm}^{-1/2}) + 0.6884 l^{-1/2} (\text{cm}^{-1/2}) + 8.02 w_c (\text{wt}\%) + 41 \quad (16)$$

ここで w_c は炭化物量である。

HYAM, NUTTING の実験⁴⁷⁾その他に示唆されたように炭化物相の量それ自体の影響は他の因子に比して比較的小さいことがわかる。また(16)式は、 λ , l が等しい場合に、炭化物量によつて硬度が異なるということで、その影響は小さいが、炭化物の大きさの影響の程度を示しているものとも考えることもできる。

4.2 マルテンサイトの焼もどしに伴う強度変化

先に第2章においてのべたように、低温焼もどしの場合には、高温焼もどしの場合に比して、強度因子の解析がさらに複雑となる。すなわち、転位密度や固溶濃度やさらにはかなり低温短時間焼もどしの場合には転位以外の欠陥や整合ひずみなどの寄与が相対的に大きくなってくる。実験的にも強度因子の決定に困難さが増してくる。

まず、炭化物の分散やフェライト結晶粒の大きさや転位密度の焼もどし温度による変化を1例として Fig. 16~18 に示した⁴⁸⁾⁵⁰⁾⁵¹⁾。

Cox⁵⁰⁾は、 $0.3\% \text{ C}$ 炭素鋼、 $0.3\% \text{ C} - 1.5\% \text{ Cu}$ 鋼を焼入れ後、 $100 \sim 700^\circ \text{C}$ で各 1hr 焼もどした場合について、強度因子の解析を行なつた。強度に及ぼす各因子の影響を CONRAD 流¹⁹⁾に加算的であると考え、焼もどしマルテンサイトの強度は、

つぎのように表わされたと考えた。

$$\sigma = \alpha_1 \mu b \rho^{1/2} + \alpha_2 \mu b \lambda^{-1} + \alpha_3 w^{1/3} \quad (17)$$

第1項および第2項は先にのべたのと同様である。第3項は侵入固溶原子による強化を表わすが、これをマルテンサイトのCによる固溶硬化についての COHEN の研究⁵²⁾に拠っている。 ρ , λ は薄膜の直接観察によつて得られているが、低温焼もどしにおいては、 ρ の測定は困難であつたのでフェライト結晶粒の大きさの測定値から推定している。固溶C濃度の決定にはもつとも問題があるが、鋼のC含有量から、測定した炭化物量を差引くことによつて求めている。このようにして決定した ρ , λ , w の値を用い、上式によつて計算した強度と、 $0.2\% \text{ 降伏応力}$ の実測値を比較し、両者がよく一致するのとべている。全体の強度の中で、おのおのの因子の寄与を百分

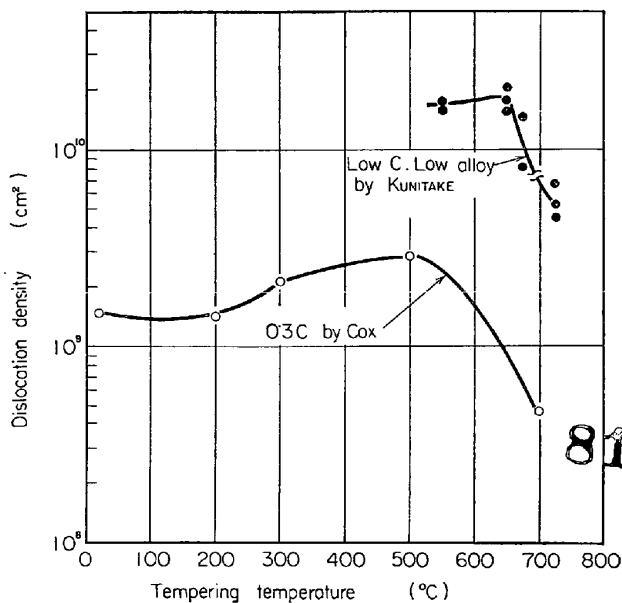


Fig. 18. Variation of dislocation density with tempering temperature.

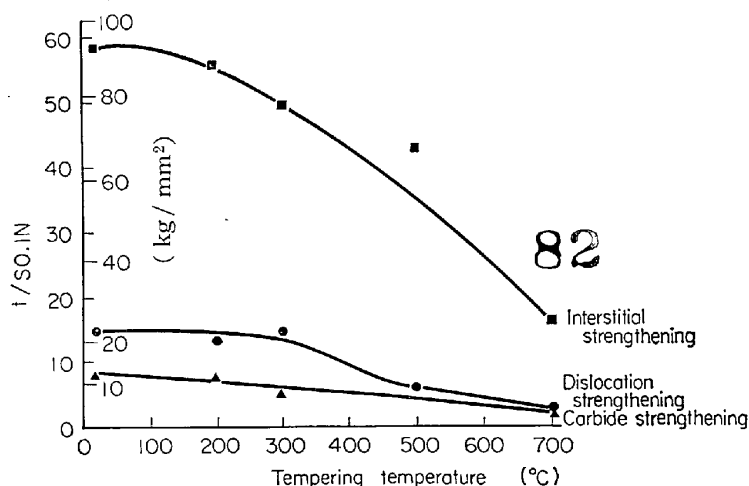


Fig. 19. Contribution of various strengthening factors on strength of quenched and tempered structures. (Cox)

率で示すと、炭素鋼の場合、焼もどし温度 100~700°C を通じて、侵入原子の固溶、炭化物の分散、転位密度の寄与はそれぞれ、65~85%、10~20%、5~10% 程度となつている。

また Cox³⁸⁾は最近、同じく中炭素の炭素鋼、Cu, Si, Mn 鋼について同様の実験を行なつている。降伏応力を ρ , λ , w の寄与の総和という形で解析していることは前報と同様である。ただし C による固溶硬化を、CHRISTIAN⁵⁴⁾, OWEN⁵⁵⁾に従い、 $w^{1/2}$ に比例するとしている。すなわち、

$$\sigma = \alpha_1 \mu b \rho^{1/2} + \alpha_2 \mu b \lambda^{-1} + \alpha_4 (\text{atm}\%)^{1/2} \dots (18)$$

(atm%) : 固溶 C の atm%

彼の得た結果の 1 例を炭素鋼について Fig. 19 に示す。彼の結論は、前報同様に、炭化物による分散強化や

転位網による強化に比して、C の固溶硬化がもつとも大きいとしている。また、焼入れ、焼もどし組織において合金元素 Cu, Si, Mn の影響は、組織因子におよぼす影響を通じて表われるものとし、たとえば Si-Cu, Si-Mn-Cu 鋼では、固溶 C 濃度の焼もどしに伴う減少の遅れによつて焼もどし軟化抵抗が現われるとしている。

比較的低温における焼もどしにおいては、過飽和固溶 C 原子による固溶硬化が比較的大きいことが期待されるが、第 3 過程を超えた、たとえば 500°C 以上におけるような焼もどしにおいて、固溶 C 濃度がなお彼の評価するように高いとは考えがたい。また、焼もどしによる d の変化が小さいとはいえ、焼入れ、焼もどし組織における d はきわめて微細であるから、結晶粒による強化も評価すべきであろう。さらに低温焼もどしにおいては、きわめて微細な炭化物による分散や、マトリックスとの整合による強化などをいかにとり扱うか（測定の問題を含めて）の問題が残されている。

5. 結 言

炭素鋼および低合金鋼の焼入れ、焼もどし組織の強度について、従来の実験結果の総括を行なった。この場合、問題を降伏強度と、調質組織を組み立てている顕微鏡組織的な因子との関係に絞った。まず焼もどしに伴つて起こるマルテンサイトの分解過程についてのべ、ついで焼もどしマルテンサイト組織の強度因子と考えられる。個々の因子、すなわちフェライト結晶粒の大きさ、侵入および置換原子の固溶濃度、転位密度、炭化物分散の強度への寄与を評価しよう。できるだけ単純な系についての従来の研究をのべた。最後に、本文の主題であるところの炭素鋼および低合金鋼の焼もどしマルテンサイト組織についての実験結果をのべ、検討論議を加えた。その結果、今後において大切だと考えられることは、まずすでにかなり明らか

にされつつあるとはいえ、各組織因子の強度への影響をできるだけ他の因子が介在しないような単純な系で、純粹な形で求めることである。ついで各強度因子間の関連について、顕微鏡組織的な研究を進めることである。最後に、もつとも大きい問題として残されていることは、多かれ少なかれ複数の因子が実際の強度に寄与しているのであるが、これをいかに定量的にとり扱うかの問題である。これらのいずれについても理論と実験結果を対比せしめ、発展の道を打開するには、今後ますます精確な実験を必要とするということである。

文 献

- 1) 新版材料篇 鉄鋼 II (1965), p. 193 [日本金属学会]

- 2) E. C. BAIN and H. W. PAXTON: Alloying Elements in Steel, 2nd edition (1961) ASM
- 3) A. S. KENNEFORD and T. WILLIAMS: J. Iron Steel Inst. 185 (1957), p. 467
- 4) 邦武: 日本金属学会会報, 3 (1964) 9, p. 466
- 5) 邦武: 日本金属学会誌, 29 (1965) 6, p. 653 また T. KUNITAKE: Trans. J. Inst Metals, 7 (1966) 4, p. 253
- 6) 佐藤, 西沢: 日本金属学会誌, 19 (1955), p. 385
- 7) R. W. K. HONEYCOMBE et al.: High Strength Materials, ed. V.F. Zackay (1965) p. 213~248 [John Wiley & Sons Inc.] New York また R. W. K. HONEYCOMBE: Iron Steel, 35 (1962), p. 576
- 8) E. HORNBOKEN and R. C. GLENN: Trans. AIME, 218 (1960), p. 1064
- 9) P. M. KELLY and J. NUTTING: Physical Properties of Martensite and Bainite ISI Special Report 93 (1965), p. 166~170 [Iron Steel Inst]
- 10) P. G. WINCHELL and M. COHEN: Trans. Amer. Soc. Metals, 55 (1962), p. 347
- 11) P. M. KELLY and J. NUTTING: Proc. Roy. Soc. A259 (1960), p. 45
- 12) P. M. KELLY and J. NUTTING: J. Iron Steel Inst. 197 (1961), p. 199
- 13) N. J. PETCH: Fracture, ed. Averbach et al. (1959), p. 54~67 [MIT, John-Wiley & Sons]
- 14) 幸田: 金属物理学序論 (1964) [コロナ社]
- 15) J. GOUZOU: Acta Met. 12 (1964) 7, p. 785
- 16) J. D. EMBURY, A. S. KEH and R. M. FISCHER: Trans. Met. Soc. AIME, 236 (1966), p. 1252
- 17) J. HESLOP and N. J. PETCH: Phil. Mag. 1 (1956), p. 866
- 18) G. SCHOECK and A. SEEGER: Acta Met., 7 (1959), p. 469
- 19) H. CONRAD: Iron and Its Dilute Solid Solutions, ed. C. W. SPENCER and F. E. WERNER (1963) p. 314~339 [Interscience Publishers]
- 20) R. L. FLEISCHER and W. R. HIBBARD, Jr.: The Relation between the Structure and Mechanical Properties of Metals, NPL Symposium 1 (1963) 15, p. 262~297 [Her Majesty's Stationery Office]
- 21) C. A. WERT: Trans. AIME, 188 (1950), p. 1242
- 22) R. G. DAVIES and R. C. KU: Trans. Met. Soc. AIME, 236 (1966), p. 1691
- 23) G. E. LACY and M. GENSAMER: Trans. Amer. Soc. Metals, 32 (1944), p. 88
N. P. ALLEN: Iron and Its Dilute Solid Solutions, ed. C. W. SPENCER and F. E. WERNER (1963), p. 271~314 [Interscience Publishers]
- 24) F. B. PICKERING and T. GLADMAN: Metallurgical Developments in Carbon Steels, ed. J. W. MEUTER et al., ISI Special Report 81 (1963), p. 10~25 [Iron Steel Inst]
- 25) A. S. KEH and S. WEISSMANN: Electron Microscopy and Strength of Crystals (1963), p. 231~299 [Interscience Publishers]
- 26) L. I. VANTORNE and G. THOMAS: Acta Met. 11 (1963), p. 881
- 27) J. W. EDINGTON and R. E. SMALLMAN: Acta Met. 12 (1964), p. 1313
- 28) A. S. KEH: Direct observation of Imperfections in Crystals, ed. J. B. NEWKIRK and J. H. WERNICK (1962), p. 213~233 [Interscience Publishers]
- 29) R. W. GUARD: Strengthening Mechanisms in Solids (1962), p. 253~278 [ASM]
- 30) A. S. KEH, W. C. LESLIE and D. L. SPONSELLER: Precipitation from Iron Base Alloys, ed. G. R. SPEICH and J. B. CLARK (1965), p. 281~325 [AIME]
- 31) E. OROWAN: Dislocation in Metals, (1954), p. 69 [AIME]
- 32) A. KELLY and R. B. NICHOLSON: Progress in Materials Science, ed. B. CHALMERS 10 (1963), p. 324~363 [Pergamon Press]
- 33) J. C. FISCHER, E. W. HART and R. H. PRY: Acta Met. 1 (1953), p. 336
- 34) G. S. ANSELL and F. V. LENEL: Acta Met. 8 (1960), p. 612
- 35) G. S. ANSELL: Precipitation from Iron-Base Alloys, ed. G. R. SPEICH and J. B. CLARK (1965), p. 231~279 [AIME]
- 36) W. C. LESLIE: Acta Met. 9 (1961), p. 1004
- 37) A. S. KEH and H. A. WRIEDT: Trans. Met. Soc. AIME, 224 (1962), p. 560
- 38) A. LUND, D. TROMANS and S. PATTANIK: The International Conference on the Strength of Metals and Alloys, Sept. 1967, Tokyo にて発表
- 39) M. GENSAMER, E. B. PEARSALL, W. S. PELLINI, Jr. J. R. LOW, Jr.: Trans. Amer. Soc. Metals, 30 (1942), p. 983
- 40) C. S. ROBERTS, R. C. CARRUTHERS and B. L. AVERBACH: Trans. ASM, 44 (1952), p. 1150
- 41) A. M. TURKALO and J. R. LOW, Jr.: Trans. AIME, 212 (1958), p. 750
- 42) 美馬: 鉄と鋼, 47 (1961), p. 699
- 43) T. KUNITAKE: Trans. ISI, 7 (1967), p. 254
- 44) W. R. TYSON: Acta Met. 11 (1963), p. 61
- 45) 今井, 宮崎: 日本金属学会誌, 29 (1965), p. 648
- 46) R. KOSSOWSKY and N. BROWN: Trans. Met. Soc. AIME, 233 (1965), p. 1387
- 47) E. D. HYAM and J. NUTTING: J. Iron Steel Inst. 184 (1956), p. 148
- 48) W. ROSTOKER and J. R. DVORAK: Interpretation of Metallographic Structures (1965), p. 195~219 [Academic Press]
- 49) 邦武: 日本金属学会誌, 32 (1968) 2, p. 170
- 50) A. R. COX: J. Iron Steel Inst. 205 (1967), p. 55
- 51) 邦武: 未発表
- 52) M. COHEN: Trans. Met. Soc. AIME, 224 (1962), p. 638
- 53) A. R. COX: 私信, 一部については The International Conference on the Strength of Metals and Alloys, Sept. 1967, Tokyo において発表
- 54) J. CHRISTIAN: Physical Properties of Martensite and Bainite, ISI Special Report 93 (1965) p. 1~19 [Iron Steel Inst.]
- 55) W. S. OWEN et al.: High Strength Materials, ed. V. F. ZACKAY (1965), p. 167~208 [John Wiley & Sons] New York