オースフォームした^{*1} Mn-Cr-B ばね鋼の 強化機構に関する一考察*

大森宮次郎** 川又清弘**

Study of Strengthening Mechanism of Ausformed Mn-Cr-B Spring Steel

by

Miyazirō ŌMORI and Kiyohiro KAWAMATA

(Faculty of Engineering, Ibaraki University, Hitachi)

The microstructural factors affecting the yield strength of Mn-Cr-B spring steel ausformed at a comparatively low temperature in the stable phase of austenite and tempered at temperatures of 400°-600°C were investigated by Conrad's method.

The higher yield strength was obtained by this ausforming, but the ductility dropped slightly. The yield strength of the ausformed specimens increased almost linearly with the degree of deformation.

The results of the two-step replica microscopy indicated that relatively large carbides were located preferentially at the martensite boundaries in the conventionally heat-treated specimens, but in the ausformed steel smaller carbides precipitated in a much more uniform and random morphology. Therefore, the mean-free path of carbide was smaller in the ausformed steel than in the conventionally processed specimen.

It has been shown by the structural analysis that the major increase of yield strength by ausforming is attributable to the increase of dislocation density and the contribution of carbide dispersion is relatively small.

(Received June 1, 1975)

1 緒 言

鋼を準安定オーステナイト域にてオースフォームすることによってきわめて強固でかつ大きな焼もどし軟化抵抗を示すマルテンサイトが得られ、延性、じん性を犠牲にすることなく大きな強度改善¹⁾⁻⁴⁾の得られることは、すでに多くの報告で明らかにされている。オースフォーム鋼は、このようなすぐれた性能をもつため、その強化の機構に強い関心が寄せられ、種々の観察に基づき、今日までにマルテンサイトの微細化説⁵⁾、炭化物の微細分散による強化説⁶⁾⁻¹⁰⁾、転位密度の増大による強化説¹¹⁾⁻¹²⁾、セル組織の微細化による強化説などの強化機構が提唱されてきた。今日では、準安定オーステナイト域にてオースフォームした鋼の強化機構についてはほぼ解明されているといっても過言ではない。

一方、現在各方面に多量に使用されている炭素鋼あ

るいは低合金鋼にオースフォームを適用して強じん化を得ようとする試みがなされているが、これらの鋼種では、一般に準安定オーステナイト域がせまく、この温度範囲でのオースフォームは不可能に近く通常安定オーステナイト域の温度でオースフォームと類似の処理を行ない鍛造焼入れ、加工焼入れあるいは高温加工熱処理¹³⁾⁻¹⁵⁾ (high-temperature thermomechanical treatment) などの名称でいくつかの成果が報告されている。これらの方法である程度の強じん化が達成されるが、近年、Bernshtein は、鋼の高温変形では、加工温度、加工度、加工速度の3因子の組合せによって組織状態が変化することを示し、これら3因子の適切な組合せによってかなりの強じん化の達成されることを明らかにした。このことより安定オーステナイト域におけるオースフォームによる強化のメカニズムは非常に複雑なものになることが考えられる。事実、中村は、加工焼入れしたマルテンサイトの強化を双晶と転位密度に帰着させ、Venkataraman¹⁶⁾らは、高温加工熱処理材の強化をマルテンサイトの微細化に帰するなど必ずしも

* 本報を「はね鋼の加工熱処理に関する研究 (第6報)」(Study on the Thermomechanical Treatment of Spring Steel, VI) とする。

原稿受理 昭和50年6月1日

** 正 会 員 茨城大学工学部 日立市中成沢町

*1 本論文におけるオースフォームとは、比較的低温の安定オーステナイト域において行なうオースフォームに準じた処理のことを呼ぶ。

*2 以後、この処理を拡大解釈して単にオースフォームと呼ぶ。

一致した見解は得られていない。このように安定オーステナイト域におけるオースフォームには未解決の点があり、さらに多くの研究を重ねる必要があるが、筆者の一人は、これまでに Mn-Cr-B ばね鋼 (SUP11)^{20,21)} を用い、比較的低温の安定オーステナイト域にてオースフォームを施し、その強度改善に努めてきたが、かなりの強化の得られることを明らかにしてきた。そこで本報告では、そのような強化がいかなる組織因子によって達成されるかを明らかにするため Conrad の手法を用いて解析し、組織因子の降伏強度への寄与について考察した。

2 実験の方法

実験に使用した鋼は、Table I に示す化学組成の Mn-Cr-B ばね鋼 (JIS SUP11) である。ばね鋼材 (厚さ 22 mm, 幅 150 mm) より適当な寸法の短冊形試片を切断し、熱間圧延によって所要の厚さまで圧下した。これらの試片を 850℃×1 hr の条件で焼なまししてのちオースフォームにおける加工度を考慮し、あらかじめ平行部長さを変化させた板状引張試片に機械加工した。

Table I. Chemical compositions of the spring steel investigated (wt. %).

Material	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	B
SUP 11	0.59	0.26	0.83	0.021	0.016	0.11	0.06	0.82	0.0029

これらの試片に次のような手順でオースフォームを施した。すなわち、オーステナイト化温度を 880℃、保持時間を 25～30 分間として十分にオーステナイト状態に保ち、この温度よりただちに圧延によって塑性加工を 1～4 回繰り返し施し、油中に焼入れした。1 パス当たりの圧下率は 40% 以下とした。2 回以上繰返し圧延を行なう場合、試片を途中で加熱することはせず、連続冷却中の圧延加工とした。最高 4 パスを繰り返したが、それに要した時間は約 30 秒であった。その場合、試片の発色状況から多少温度降下がみられたけれども、焼入れ後のかたさ測定および組織観察により焼入れ温度に不足はなかった。なお、オースフォームの効果を比較するため通常の焼入れを施した試片も準備した。

焼もどしは、300°, 400°, 500°, 550° および 600℃ の各温度で 1 時間保持してのち水中急冷して行なった。

これらの試片を全面研削して厚さ 2 mm, ゲージ部幅 16 mm の板状引張試片に仕上げた。ゲージ長さは、 $4\sqrt{A}$ (A: 断面積) によって定めた。降伏強度は荷

重-伸び線図において両者の関係が直線より曲線に移行する荷重に対応する応力をもって表わすことにした。

組織は、引張試片のつかみ部より小さな試片を準備し、2 段カーボンレプリカ法を用い電子顕微鏡 (JEM-30B) によって観察した。試片の腐食は 2% ナイタルに微量の界面活性剤 ($\text{CH}_3(\text{CH}_2)_{11}\text{C}_6\text{H}_4\text{SO}_3\text{Na}$) を添加した腐食液を用い約 10 秒間浸せきして行なった。

3 実験結果および考察

3.1 引張性質

Fig. 1 は焼もどし温度と降伏強度、延性の関係を加工度をパラメータとして示したものである。本実験における焼もどしの温度範囲でオースフォーム鋼の降伏強度は普通熱処理材 (CHT) に比較して高く、また、加工度の大きい方が降伏強度は大きくなるが、加工度と降伏強度の関係は Fig. 2 に示すようにほぼ直線関係で増加する。延性は焼もどし温度 300℃ では両処理材間にほとんど差がないが、他の焼もどし温度ではオースフォーム鋼の方がわずかに低い値を示している。

Fig. 1. Yield strength and elongation vs. tempering temperature.

Fig. 2. Relation between yield strength and deformation in ausforming.

3.2 組織観察

Fig. 3 は、400℃×1 hr の条件で焼もどした試片のレプリカ法による組織観察例である。普通熱処理材

*3 鋼の強度は、結晶粒度、固溶元素による固溶強化、転位密度、炭化物の分散などの組織因子の総合効果として得られるが、Conrad は、これらの組織因子の総合効果を表わすのに各因子が相加的であると近似した。鋼の降伏強度は、本文の(7)式のように表わされる。文献 30)

Fig. 3. Electron micrographs of martensite tempered at 400°C for 1 hr.

Fig. 4. Electron micrographs of martensite tempered at 600°C for 1 hr.

では炭化物がマルテンサイトラス境界に析出する傾向がみられ、その形状は長く片状を呈し、分布は比較的不均一になっている。オースフォーム鋼では、炭化物はマルテンサイトラス境界およびマルテンサイト内部にも析出するが、ラス境界に析出する炭化物も片状の傾向が弱く、全体的にみて普通熱処理材に比べ炭化物は小さく、しかも分布が均一である。また、Fig. 4 は 600°C×1 hr の焼もどしを行なった試片の組織の例である。焼もどし温度がこの程度まで高くなるとマルテンサイトのラス状がくずれるとともに炭化物はほぼ球状を呈するようになる。普通熱処理材では、炭化物はマルテンサイトラス境界に沿って析出した部分やサブ粒界とみられる部分にブロック状に析出している部分¹¹⁾がみられ、分布は不均一になっている。オースフォーム試片では、炭化物は大きなものも存在するが、全体的にみて普通熱処理材より小さく、それらは比較的均一な分散状態を呈している。このようにオースフォーム鋼は、普通熱処理材に比べて炭化物が細かく均一な分散状態となるが、この傾向は本実験の全焼もどし温度範囲で変わらない。

炭化物の分布状況を定量的に表わすため、一つの試片について 8～10箇所撮影した組織写真(倍率 12 000)を用い線分法によって炭化物の界面から界面までの距離を算出した。この場合、炭化物の片状の傾向の強い 300°C×1 hr 焼もどし材は除外せざるを得なかった。炭化物の界面から界面までの距離 λ は次式で与えられる。²²⁾

$$\lambda = \frac{1 - V_f}{N_L} \quad (1)$$

ただし、 N_L は写真上に引いた任意方向の線分と交差する単位長さ当たりの炭化物の数であり、 V_f は炭化

Fig. 5. Mean-free path of carbide as a function of tempering temperature.

Fig. 6. Mean-free path of carbide as a function of deformation in ausforming.

物の体積率である。本鋼の合金元素の種類および量から考え、炭化物を Fe_3C のみとみなし、また固溶状態でマトリックス中に残存する炭素量をおよそ 0.008～0.01 wt.% と仮定してばね鋼に対する Fe_3C の体積率を求めると $V_f=0.09$ (鋼の比重を 7.84, セメントの比重を 7.74 として算出) となる。Fig. 5 は、普通熱処理およびオースフォーム試片の λ の値の焼もどし温度による変化を示し、また Fig. 6 は λ に及ぼす加工度の影響を示す。炭化物間の平均距離 λ は、オースフォームによって小さくなる。しかし、加工度の異なるオースフォーム試片同志で λ を比較した場合、焼もどし条件が同じならば λ に大きな差異が生じない。

3・3 オースフォーム鋼の強化組織因子

炭化物あるいは硬い第 2 相粒子が軟かいマトリックス中に存在する場合、転位がその間を移動するとき Orowan の機構によって抵抗を受ける。この場合、炭化物の転位の運動に対する障害としての作用は、前述の線分法による λ の値よりも最近接粒子間隔 λ_p を用いるのがより適切であることが指摘されている。最近接粒子の界面から界面までの距離 λ_p は、炭化物を球状粒子と仮定すると λ と次の関係がある。²⁷⁾

$$\lambda_p = D_s - d_s = K \cdot \lambda \quad (2)$$

ここで d_s はすべり面上で測った粒子の平均直径であり、 D_s はランダムに分布している粒子をすべり面上で均等に分散させた場合の最近接粒子の中心から中心までの距離である。このランダム分布粒子の平均化には、粒子が最も密になるように並べる方法 (粒子を正三角形の頂点に配列するので粒子間隔はすべて等しくなる)、粒子を基盤目状に配列する方法および統計的方法があるが、本研究では粒子を最も密に並べる平均化法を採用した。²⁸⁾ その場合、(2)式の K は Edelson と Baldwin の結果より

$$K = \sqrt{\frac{3}{2}} \left(V_f^{1/2} - \frac{V_f}{1 - V_f} \right) \quad (3)$$

となる。²⁷⁾ 前述の $V_f=0.09$ を用いると $K=0.246$ となり、(2)式より

$$\lambda_p = 0.246 \cdot \lambda \quad (4)$$

が得られる。Fig. 7 は λ_p^{-1} と実測した降伏強度の関係を示したものである。バラツキはあるが降伏強度は λ_p^{-1} とほぼ直線関係で上昇する傾向がみられる。この増加の傾向は普通熱処理材よりオースフォーム鋼の方が強く、オースフォーム鋼の降伏強度は λ_p のみでは決まらないことを意味し、他の組織因子の寄与の大きいことを示唆している。

ところで、²⁹⁾ 降伏強度 σ_s と結晶粒径 d の間には次の関係がある。

$$\sigma_s = \sigma_0 + K_y \cdot d^{-1/2} \quad (5)$$

ここで σ_0 は結晶粒の大きさに無関係な応力、 K_y も

Fig. 7. Relation between yield strength and reciprocal mean carbide spacing.

結晶粒大きさに依存しない定数である。Conrad はこの σ_0 について解析し、 σ_0 は主として温度に依存する部分 σ_t と組織に關係する部分 σ_{se} に分けられることを示した。すなわち、

$$\sigma_0 = \sigma_t + \sigma_{se} \quad (6)$$

σ_t は主としてパイエルズ応力によるものであり、これを σ_p とおく。Conrad はさらに σ_{se} を侵入元素による固溶強化 $\phi_1(M_i)$ 、置換元素による固溶強化 $\phi_2(M_s)$ 、炭化物の分散強化 $f(\lambda_p)$ および転位密度の寄与 $F(N)$ に分離した。しかし、オースフォーム鋼ではセル組織あるいはサブ組織の形成されることがあるのでオースフォーム鋼に Conrad の解析法を適用する場合、 $F(N)$ をセル組織等を含めた転位の寄与 (これを単に転位の寄与と呼ぶことにする) と解釈する必要がある。³⁰⁾ このとき降伏強度は次式のように表わされる。

$$\sigma_s = \sigma_p + \phi_1(M_i) + \phi_2(M_s) + f(\lambda_p) + F(N) + K_y \cdot d^{-1/2} \quad (7)$$

(7)式を用いて焼もどしマルテンサイトの降伏強度を考える場合、再結晶していない組織では右辺第 6 項はマルテンサイト結晶粒大ききの寄与となる。前述のように焼もどし温度 600℃の試片は回復が生じマルテンサイトのラス状がくずれているが、その影響を無視し焼もどし温度 400℃～600℃の範囲で降伏強度へのマルテンサイト結晶粒大ききの寄与は変わらないものと仮定する。オースフォームによるばね鋼のマルテンサイト結晶粒大ききの変化を Fig. 8 に示す。マルテンサイトはオースフォームによってわずかに小さくなるが、大きな変化はみられない。すなわち、普通熱処理材とオースフォーム鋼で $K_y \cdot d^{-1/2}$ の値に大差がない。したがってオースフォームによる降伏強度の上昇を考える場合、(7)式の第 6 項を省略しても差し支えない。(7)式は、

$$\sigma_s = \sigma_p + \phi_1(M_i) + \phi_2(M_s) + f(\lambda_p) + F(N) \quad (8)$$

となる。ここでオースフォームによって σ_p 、 $\phi_1(M_i)$ 、 $\phi_2(M_s)$ が変化しないものと仮定すると、普通熱処理

種（とくに積層欠陥 エネルギーの大きさの相違），加工温度，加工度および加工速度によって定まることになる。したがって鋼をオースフォームする場合，加工したオーステナイトのどのような組織状態からマルテンサイト変態を生ぜしめるかによってマルテンサイトの微細構造が異なってくる。従来のオースフォームの研究では，加工速度が明確にされていない場合が多いが，オースフォームによって得られるマルテンサイトの微細組織は次のようになるものと考えられる。積層欠陥エネルギーの低い合金鋼を室温～200℃付近で比較的高い速度（圧延など）でオースフォームする場合，得られるマルテンサイトの微細構造は主として転位密度の増加となるが，準安定オーステナイト域の500～600℃の温度で比較的低い速度（プレス，引張試験機あるいはハンマーで繰り返し加工する場合など）でオースフォームする場合，交さすべりも容易になる上に炭化物の析出も生じ，また動的回復も起こり，得られるマルテンサイトはセル組織あるいはサブ組織を含むことになる。この場合，加工後加工温度から空冷する場合には，静的回復も重なりより安定なサブ組織が形成されるものと考えられる。¹²⁾ すなわち，積層欠陥エネルギーの小さい鋼の場合にも，オースフォーム条件によって均一な転位密度の増大になることもあり，またセル組織の形成されることもありうる。つぎに，安定オーステナイト域で加工する場合，加工硬化のピーク値^②が準安定オーステナイト域における加工に比較して小さいため強化は小さくなる。この場合にも充分大きな速度で加工し，動的回復の生じない範囲の加工度より焼入れすることによってマルテンサイト中に硬化組織を受け継がせることは可能である。しかし，加工温度が高くピーク応力に対応するひずみが小さくなるため，動的回復を生じやすくサブ組織が形成されやすくなる。さらに加工度が③～④区間の定常状態に及ぶ場合，オーステナイトは動的再結晶を起こし，その冷却条件によってはオーステナイトの微細化を達成することが可能である。³⁶⁾ 以上のような観点からみれば，準安定オーステナイト域にて加工を行なうオースフォームと安定オーステナイト域にて加工する加工焼入れ，鍛造焼入れの間には本質的な相違はなく，加工温度のみの相違となる。すなわち，オースフォーム，加工焼入れ，鍛造焼入れも変態前のオーステナイトの加工処理として統一した一つの技術として理解できる。

ここで Mn-Cr-B ばね鋼の場合，いかなる組織状態からマルテンサイト変態が生じているかを検討しよう。本実験におけるオースフォーム温度は 880℃で 1 パス当たりの加工度は圧下率で 20～40% である。使用した圧延機は，ロール周速 10 m/min，ロール直径 150 φ mm の 2 段式のものである。圧延時においてロールと

試片は付着摩擦の状態にあると仮定して圧下率 20%（幅ひろがりを無視して真ひずみに換算すると 0.08 となる）および 40%（真ひずみで 0.15）に対する平均ひずみ速度を求めるとそれぞれ 4 sec^{-1} および 7 sec^{-1} となる。³⁷⁾ しかるに低炭素鋼（0.06% C）を 1169℃でひずみ速度 $9.12 \times 10^{-1} \text{ sec}^{-1}$ で変形させた中村らの結果は，真ひずみがおよそ 0.3 以下では加工硬化状態にあり，また，Djaic らの 0.42% C 鋼および 0.68% C 鋼を温度 870℃でひずみ速度 1 sec^{-1} で変形させた結果にもひずみが約 0.3 までは加工硬化状態を保持していることが示されている。³⁸⁾ Mn-Cr-B ばね鋼については実測していないが，中村らおよび Djaic らの結果から考え本実験におけるオースフォーム条件のもとでは，試片はいずれも加工硬化状態から焼入れされていることが推察される。このことはオースフォームによる強化の主因が転位の寄与によるという前述の強化組織因子の解析結果を支持している。

3・4・2 オースフォームによる強化の代表組織因子について 上述のようにオースフォームによる強化が，おもに転位密度の増大によるか，セル組織の微細化によるかは鋼種およびオースフォーム条件によって決定される。しかるに，広範の温度で変形させた鋼あるいは他の金属において，形成されるセルの平均の大きさ d_c と平均転位密度 N の間には次の関係の成立することが示されている。^{40)～42)} すなわち，

$$d_c = K_e \cdot N^{-1/2} \quad (12)$$

ここで K_e は定数である。 d_c を μm ， N を cm^{-2} なる単位で表わすとき Cu あるいは 18-8 ステンレス鋼に対し $K_e = 16 \times 14^4$ となる。⁴¹⁾⁴²⁾ したがって，オースフォームによって転位密度の増大およびセルの微細化強化の場合にも平均転位密度を用いて統一的に表わすことができる。また，普通熱処理材や加工度の小さいオースフォーム鋼では，¹²⁾ セル組織が形成されないか，または不明りょうであり，この場合セルサイズを用いてその強度を表わすことは不可能であるが，平均転位密度（これも測定は困難と思われる）を用いると，セル化していないものからセル化した組織まで統一的に表わすことができる。

ここで Mn-Cr-B ばね鋼の平均転位密度を概算してみよう。前述のようにばね鋼のオースフォームによる強化は，主として転位（セル組織をも含めて）の寄与によることを示したが，(12)式の関係より，これを転位密度の寄与といいかえることができる。(7)式の $F(N)$ は Bailey-Hirsch の関係より次のようになる。

$$F(N) = 2\beta G b N^{1/2} \quad (13)$$

ここで β は定数で Fe の場合 $\beta = 0.4$ 程度である。また， $\sigma_f = \sigma_p + \phi_1(M_i) + \phi_2(M_s)$ とおく(7)式は，

$$\sigma_s = \sigma_f + 4\alpha G b \lambda_p^{-1} + 2\beta G b N^{1/2} + K_y \cdot d^{-1/2} \quad (14)$$

となる。ここで(4)式の第2項の値は既知であるから第1項および4項の値がわかれば降伏強度の実測値より平均転位密度 N を算出することができる。はじめに σ_f ⁴⁵⁾の値を概算する。Feのバヤエルス応力は $\sigma_p=4.2$ kg/mm²程度である。侵入元素は炭素のみと考え、 $\phi_1(M_i)=\alpha_1 C^{1/2}$ ($\alpha_1=8.44 \times 10^2$, C : 固溶炭素の原子濃度)を用い、固溶炭素量を0.008~0.01 wt.%として $\phi_1(M_i)$ の平均値を求めると $\phi_1(M_i)=17.3$ kg/mm², また、 $\phi_2(M_s)$ を S_i , M_n , ……などの置換型元素と鉄の二元合金による固溶強化の和として概算すると合計して $\phi_2(M_s)=13.9$ kg/mm²程度になる⁴⁷⁾。したがって $\sigma_f=35.4$ kg/mm²となる。つぎに、 $K_y \cdot d^{-1/2}$ の値をマルテンサイトの結晶粒大きさの寄与で代表する。結晶粒大きさの値としてFig.8に示すマルテンサイトの切片(intercept)の大きさ d を用いるとき $K_y=0.95 \sim 1.26$ (kg/mm²) $\cdot$ mm^{1/2}となるから平均値として $K_y=1.11$ (kg/mm²) $\cdot$ mm^{1/2}を用いる。これらの値を用い(4)式より平均転位密度 N を概算するとFig.12のようになる。オースフォーム鋼の転位密度は、同じ焼もどし条件の普通熱処理材に比べて高い。このようにして求めた平均転位密度の $N^{-1/2}$ と降伏強

Fig. 12. Dislocation density vs. tempering temperature.

Fig. 13. Relation between yield strength and dislocation density.

度の実測値 σ_s の関係をFig.13に示す。普通熱処理材およびオースフォーム材ともに一直線上にのることがわかる。このことは降伏強度への転位密度の寄与の大きいことを示している。また、図中には荒木らの5Cr鋼および5Ni鋼の結果も(2)式を用いセルの大きさより平均転位密度に換算して示してある。ただし、(2)式の K_e の値として 16×10^4 を用いた。ばね鋼に対する直線と荒木らの直線のこう配は必ずしも一致しないが、同じ $N^{1/2}$ の値に対してほぼ同程度の降伏強度となることは興味深い。なお、(2)式における K_e の値については、さらに多くの材料について検討する必要がある。

このように強度は平均転位密度を用いることによって統一的に表わすことができるが、オースフォーム鋼の延性、じん性を議論する場合には、転位密度の均一な増大かあるいはセル組織を形成しているかを区別して取り扱う必要がある。オースフォーム鋼の延性、じん性には、マルテンサイトの細粒化、微細炭化物の均一分散のほかセル組織の有無が影響するものと考えることができる。オースフォーム鋼でマルテンサイトが細かく、炭化物が均一に分布し、強化の主因が転位密度となる組織では、延性が低下しないという程度で積極的な改善は得られない²³⁾。しかし、セル組織あるいはサブ組織を形成している場合、これらの境界は転位の運動に対する障壁となると同時に各粒子の方位差が小さいため、ある程度転位の通過を許容するものと¹²⁾¹⁷⁾考えられ、この場合強化と同時に延性の向上がみられる。ばね鋼の場合、オースフォームによって延性は変化しないか、あるいはわずかに低下する。なお、実用鋼の場合、オースフォームによるじん性の挙動は、微細組織のほか破壊挙動をも考慮して議論する必要がある。

4 結 論

比較的低温の安定オーステナイト域にてオースフォームしたMn-Cr-Bばね鋼の強化組織因子をConradの手法を用いて検討した。得られた結果をまとめると次のようになる。

(1) 本オースフォームによって延性はわずかに低下するもののより大きな降伏強度が得られる。オースフォーム鋼の降伏強度は、加工度とほぼ直線の関係で増加する。

(2) 温度400°~600℃の範囲で焼もどした組織の炭化物の分散状況を観察したところ、オースフォームによって炭化物の平均間隔が小さくなる。

(3) オースフォームによる降伏強度の増加は、主として転位(セル組織をも含む)の寄与によるもので、炭化物の分散強化の寄与は小さい。

終わりに、本研究をまとめるにあたり懇切なるご指導を賜りました京都大学工学部田村今男教授、茨城

大学工学部黒木剛司郎教授, 佐藤千之介教授に深く感謝の意を表わします。

(昭和49年3月19日 日本機械学会東海支部第23期総会講演会にて講演)

参 考 文 献

- 1) Shyne, J. C., V. F. Zacky, and D. J. Schmatz, Trans. ASM, **52**, 346 (1960).
- 2) Kula, E. B., and J. M. Dhosi, Trans. ASM, **52**, 321 (1960).
- 3) Justusson, W. M., and D. J. Schmatz, Trans. ASM, **55**, 640 (1962).
- 4) McEvily, A. J., and R. H. Bush, Trans. ASM, **55**, 654 (1962).
- 5) McEvily, A. J., R. H. Bush, F. W. Schaller, and D. J. Schmatz, Trans. ASM, **56**, 753 (1963).
- 6) 田村今男, 吉村博文, 茨木正雄, 多賀谷正義, 金誌, **27**, 206 (1963).
- 7) Johari, O., and G. Thomas, Trans. ASM, **58**, 563 (1965).
- 8) 田村今男, 吉村博文, 茨木正雄, 多賀谷正義, 金誌, **28**, 433 (1964).
- 9) 田村今男, “鉄鋼材料強度学”, p. 181 (1969) 日刊工業新聞社
- 10) Raymond, L., and W. G. Reuter, Acta Met., **12**, 948 (1964).
- 11) 渡辺 敏, 荒木 透, 宮地博文, 鉄と鋼, **55**, 797(1969).
- 12) 荒木 透, 渡辺 敏, 宮地博文, “鋼の強靱性”, p. 163 (1971) 日本鉄鋼協会, 日本金属学会
- 13) 前田久義, “鍛造焼入れ”, p. 60 (1967) 日刊工業新聞社
- 14) 山田銃一, 金誌, **35**, 689 (1971).
- 15) 中村 衛, 浅村 均, 山中久彦, 金誌, **32**, 1052(1968).
- 16) Tavazde, L. F., F. N. Tavazde, and Z. Sh. Qerodinishvili, Trans. JIM, **9**, 147 (1968).
- 17) Bernshtein, M. L., Steel in the USSR, **2**, 151 (1972).
- 18) 中村 衛, 金誌, **30**, 151 (1966).
- 19) Venkataraman, G., and A. K. Mallik, Trans. ISIJ, **13**, 192 (1973).
- 20) 大森宮次郎, 材料, **20**, 1018 (1971).
- 21) 大森宮次郎, 材料, **20**, 1024 (1971).
- 22) Fullman, R. L., J. Metals, **5**, 447 (1953).
- 23) Smith, D. W., and R. F. Heheman, J. Iron Steel Inst., **206**, 476 (1971).
- 24) 岡本正三, “鉄鋼材料”, p. 36 (1963) コロナ社
- 25) たとえば, 橋口隆吉, 近角聡信, “結晶の強度”, p. 92 (1968) 朝倉書店
- 26) Tyson, W. R., Acta Met., **11**, 61 (1963).
- 27) Malik, L., and J. A. Lund, Met. Trans., **3**, 1403 (1972).
- 28) Edelson, B. I., and W. M. Baldwin, Trans. ASM, **55**, 230 (1962).
- 29) Petch, N. J., J. Iron Steel Inst., **174**, 25 (1953).
- 30) たとえば, 邦武立郎, “鉄鋼における変態と析出”, p. 91 (1968) 日本金属学会
- 31) Conrad, H., and G. Schoeck, Acta Met., **8**, 791 (1960).
- 32) Luton, M. J., and C. M. Sellars, Acta Met., **17**, 1033 (1969).
- 33) Glover, G., and C. M. Sellars, Met. Trans., **4**, 765 (1973).
- 34) Škarek, J., F. Habrovec, J. Kounický, and P. Rys, J. Iron Steel Inst., **205**, 330 (1967).
- 35) 茨木正雄, 吉村博文, 金誌, **29**, 1171 (1965).
- 36) 関根 寛, 丸山忠克, 鉄と鋼, **59**, No. 4, A 45 (1973).
- 37) 鈴木 弘, 矢吹 豊, 竹内政夫, 共訳, “板材の圧延”, p. 201 (1966) コロナ社
- 38) Nakamura, T., and M. Ueki, Trans. ISIJ, **15**, 185 (1975).
- 39) Djaic, R. A. P., and J. J. Jonas, J. Iron Steel Inst., **210**, 256 (1972).
- 40) Holt, D. L., J. Applied Physics, **41**, 3197 (1970).
- 41) Staker, M. R., and D. L. Holt, Acta Met., **20**, 569 (1972).
- 42) Michel, D. J., J. Moteff, and A. J. Lovell, Acta Met., **21**, 1269 (1973).
- 43) たとえば, 鈴木秀次, “金属の強さ”, p. 150 (1972) アグネ
- 44) 池田省三, 金会報, **11**, 97 (1972).
- 45) Speich, G. R., and P. R. Swann, J. Iron Steel Inst., **203**, 480 (1965).
- 46) 文献 25) の p. 47.
- 47) 竹内 伸, 鉄と鋼, **55**, 69 (1969).
- 48) 文献 30) の p. 112.