



×15 000(1/4)

写真 1 430°Cで恒温変態したときに生じた下部ペイナイトの例
(C:0.12 Ni:2.5 Cr:1.0 Mn:0.5 Mo:0.5(wt%))

【回答】

下部ペイナイトと判断した唯一の根拠はセメントタイトの形態からである。写真1は本実験に用いた試料の薄膜組織であるが、セメントタイトはペイナイト粒界に対してほぼ一定の方向に並んでおり、中、高炭素鋼で下部ペイナイトと解釈されている組織に観察されるセメントタイトの形態とよく一致している。

SHAKELTON はペイナイトの結晶学、微視形態、反応速度論などの立場から総合的に判断して、下部ペイナイト変態から上部ペイナイト変態への遷移温度はほぼ 350°C であると考えている。そうすると、Ms 点が 350°C 以上の鋼を Ms 点より上で恒温変態させた場合には下部ペイナイトはできないことになる(本実験試料の Ms 点は 420°C、恒温変態温度は Ms 点直上)。いつぼう、PICKERING は 0.1% C 鋼を 450°C で変態させると下部ペイナイトになると述べている。しかし、写真1とはセメントタイトの形態がまったく異なり、SHAKELTON の基準にしたがえばむしろ上部ペイナイトの範ちゆうにはいると解釈される。したがって、合金元素をあまり含まない低炭素鋼の場合には、Ms 点より上では下部ペイナイトができないことは現象的にほぼ正しいと考えられる。ところで、本実験に用いた 0.12% C 鋼には Ni:2.5%、Cr:1%、Mn:0.5%、Mo:0.6% が含まれており、これらの元素は一般に焼入性を上げる。合金元素による焼入性向上の本質的な中味がフェライト、上部ペイナイト変態を遅らせることであると解釈すれば、Ms 点より上でも下部ペイナイト変態が先に起こることは十分考えられる。

以上、Ms 点より上で下部ペイナイトができる理由の拠を合金元素の寄与に求めた。しかしながら、本質的に下部ペイナイトであることを実証するためには、結晶学的特徴の把握とか反応速度論的なアプローチも必要であると考えている。

講演 超微細粒高張力鋼の強度と靱性*

新日鉄中研 工博 金沢 正午・鈴木 信一

今野 敬治

【質問】 京大工 工博 田村今男

超微細鋼に関する立派なご研究に敬意を表する。簡単な前刷だけでは膨大なご研究を述べつくしているとは思えないが、現在われわれが直面している問題は、いかにして超微細鋼を作り出すか、ということであろうと思う。この点について、2, 3のご見解をお聞きしたい。

(1) ご研究において、加熱速度による影響はいかがであろうか。速いほうが効果的ではないか。

(2) 12 mm厚さの試片を水冷しているが、冷却速度はどの程度か、試片の厚さが厚くなると冷却速度がおそくなるが、その影響はどうか。

(3) たとえば結晶粒度番号12以上の微細鋼をうるためには、加熱速度何 °C/sec 以上、冷却速度何 °C/sec 以上というような、限界の加熱および冷却速度があるか。

(4) 鋼材寸法が大きくなると急熱急冷が困難になってくる。特に冷却速度が大きく制約され、このような微細化法は鋼材の厚さに限界があるように思う。この点についてのご見解はどうか。

(5) 微細化に対しては加工を施す方法もすぐれた方法と思うが、そのほか、どのような方法が現在知られているか。

(6) 細かい小傾角境界(亜粒界)を形成させる処理によって、結晶粒を微細化したと同じ強靱性をもつようになる。たとえば、アイソフォーム²⁾や熱間加工の仕上温度を下げる(controlled rolling)³⁾ことによつて、秀れた靱性が得られるし、また、オースフォームの強靱化機構としても⁴⁾、細かい亜粒界の形成のためであると考えられている。これらとの関連も考慮した上で、超微細化処理法を今後どのように進歩発展させるべきか。

以上、ご研究とは直接関係のないこともあるが、ご教示いただければ幸である。

文 献

- 1) R. A. GRANGE: ASM Trans. Quart., 59(1966), p. 26
- 2) J. J. IRANI: J. Iron Steel Inst., 206 (1968), p. 363
- 3) R. PHILLIPS and J. A. CHAPMAN: J. Iron Steel Inst., 204(1966), p. 615
W. E. DUCKWORTH: J. Metals, 18(1966), p. 915
F. B. PICKERING and T. GLADMAN: ISI Spec. Rept. No 81 (1963) p. 10
A. W. KLISOWSKI, E. A. LORIA, and C. A. BEISEE: ASM Trans. Quart., 58(1965), p. 489
- 4) 久保田, 小指, 清水: 日本金属学会誌, 32 (1968), p. 1074
- 4) 渡辺, 荒木, 宮地: 鉄と鋼, 55(1969), p. 797

* 鉄と鋼, 56 (1970) 4, S 306~309

【回答】

1. 加熱速度の影響

使用した加熱装置の能力は 12t×70W×200L の試片で 10°C/sec が制御できる最大速度なので、それ以上の加熱速度が材力にどのような影響をおよぼすかは調べていない。10°C/sec 以下の 7°C/sec および 4°C/sec で加熱した場合の結果は次のとおりです。

表 A鋼を 850°C-4 回急速処理し、650°C-30 min 焼戻した場合の加熱速度と機械的性質との関係

加熱速度	引張強さ (kg/mm ²)	上部降伏点 (kg/mm ²)	伸び (%)	<i>v</i> Trs (°C)
10°C/sec	80	87	21	-145
7 " "	80	85	20	-184
4 " "	80	87	19	-131
15°C/min (通常処理)	76	71	20	-80

この表から、4°C/sec の加熱でも十分急速処理の効果があるといえる。しかし、加熱速度の影響は、加熱前の組織、また NbC, AlN などの存在の有無およびその粒径と分散度によって異なると考えられる。

2. 冷却速度の影響

今回は 12 mm 厚さの試片を水冷する 1 冷却条件 (100°C/sec) での実験しかやっていないので、冷却速度の影響は明りようではない。この冷却条件における顕微鏡組織をみると、冷却中に析出した初析フェライトと思われる非常に細かい結晶粒が混在している。このような混粒状態のために、平均的には全体が細かくなり、効果が高められたと考えられる。したがって、微粒初析フェライトを適度に析出させるために、鋼の焼入法との関連において最適な冷却速度があると考えられる。

3. その他の微細化処理法

加工することによって微細化する方法はすでに多くの研究があり、たとえば controlled rolling のように製鉄所ですでに実用化されているものもある。このような加工による微細化処理法と急速熱処理法とを組み合わせることによって一層の微細化効果が期待できるかもしれない。たとえば、低温仕上圧延後ただちに急冷し、その後急速加熱することも一つの方法であろう。

しかしいづれにしても、これらの問題は、生産性、設備費およびその鋼の用途などの総合的見地から検討されるべき問題であるが、今後なお多くの研究が必要と考える。

【コメント】 住金中研 邦武立郎・大谷泰夫

急速加熱、急速冷却およびそのくりかえしによるオーステナイト結晶粒の微細化と、それに伴う機械的性質の変化、とりわけ降伏応力の増加および遷移温度低下の現象は、材料の性質を改善する熱処理法の一つとして興味深い。金沢氏らの溶接性高張力鋼を対象とした研究に関連を有するものとして、従来私達が行なった実験の結果を紹介する。

供試鋼の化学成分を表 1 に示す。

A 鋼は、0.18%C・SiMn 鋼であり、B 鋼は、V を添加した 0.13%C・Si-Mn-V 鋼である。7t×13w×60l の素材を用い、これに図 1 に示す①~⑧の急熱急冷の熱処理

表 1 供試鋼の化学成分

鋼種	C	Si	Mn	P	S	V	sol. Al
A	0.18	0.44	1.40	0.012	0.012	—	0.008
B	0.13	0.29	1.48	0.016	0.014	0.09	0.041

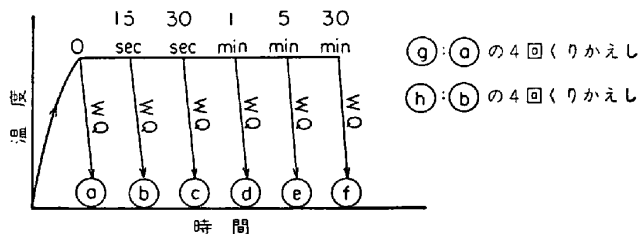


図 1 熱処理

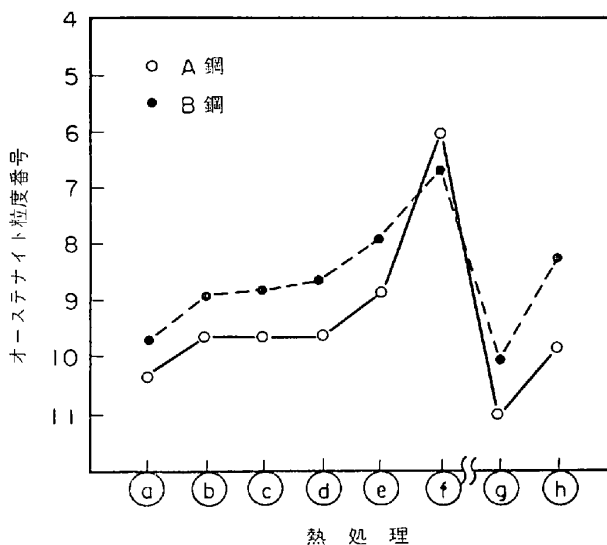


図 2 オーステナイト結晶粒径

を加えた。すなわち、急熱昇温後保持時間を、①0 sec, ②15 sec, ③30 sec, ④1 min, ⑤5 min, ⑥30 min と変えて後水焼入れを行なったもの、⑦急速加熱後保持することなく直ちに水焼入れを行なう熱処理を 4 回くりかえしたもの、⑧急速加熱後 15 sec 保持して水焼入れを行なう熱処理を 4 回くりかえしたもの、の計 8 種類である。加熱温度は A 鋼 900°C, B 鋼 950°C とした。加熱温度までの昇温時間は A 鋼 20 sec, B 鋼 25 sec である。いずれも 650°C, 1hr の焼もどしを加えた後、引張試験および 2 mmV ノッチシャルピー (10×5×55 mm) 衝撃試験を行なった。

図 2 は、各種熱処理について、オーステナイト結晶粒径を比較したものである。急速加熱後の保持時間が短ければオーステナイト結晶粒を著しく小さくすることができること、また急速加熱をくり返せば、オーステナイト結晶粒はさらに小さくなるのがわかる。

図 3 に降伏強度の比較を示す。A 鋼では、降伏強度の変化は結晶粒の変化と定性的に一致するが、B 鋼では、オーステナイト結晶粒の変化のほかに、V のオーステナイト中への固溶 (その焼もどし中における析出) が重複して強度に寄与していることがうかがわれる。すなわち V 鋼においては、急速加熱、保持時間小の場合、結晶粒

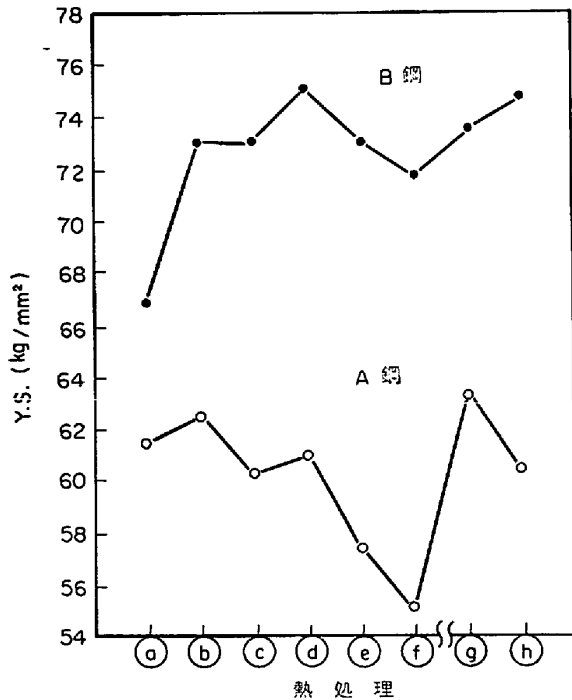


図3 降伏強度の比較

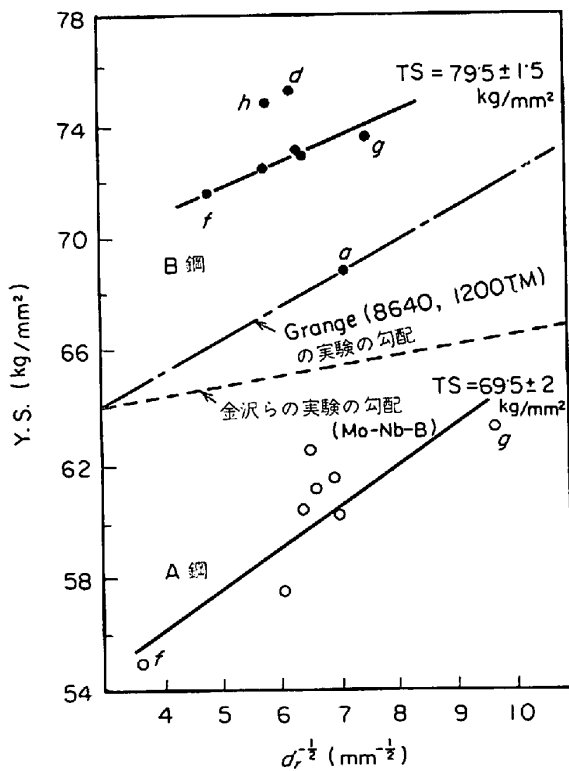


図4 降伏強度と(オーステナイト結晶粒径)^{-1/2}

は微細化するけれども、一方Vの固溶量が減少し、前者によって強度は上昇するけれども、後者によつては(析出量の減少によつて)強度は低下することになる。

図4に降伏強度と $d_7^{-1/2}$ (d_7 はオーステナイト結晶粒径) の関係を、図5に、遷移温度 (vTs) と $\ln d_7^{-1/2}$ の関係を示す。図4において、A鋼ではほぼ直線関係が

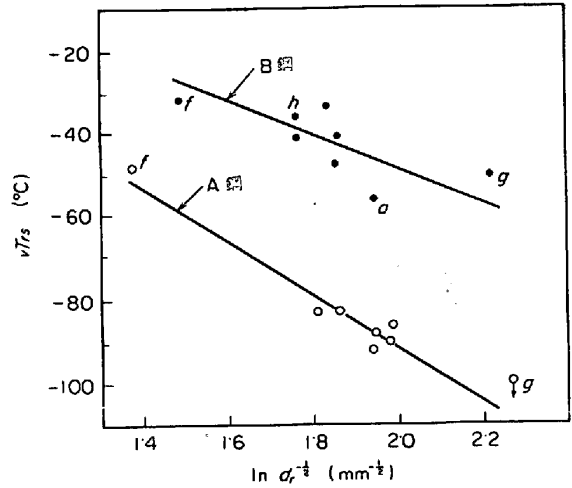


図5 降伏強度とオーステナイト結晶粒径

成立するが、Vを含む鋼ではこれに比して直線関係はあまり良好でない。特にaの熱処理がはずれるのは、Vのオーステナイト中における固溶の減少がやや著しいゆえであろう。

GRANGE¹⁾ による AISI 8640 鋼のマルテンサイトの1200°F 焼もどしのものについての実験結果(勾配だけ)も比較のために示す。さらに、焼入性の小さい鋼(著者らの実験の供試鋼の焼入性は比較的大きいが)の場合には、結晶粒微細化による焼入性の減少が、強度の低下および遷移温度の上昇をもたらす場合もあろう。したがって、これらの総合効果として、結晶粒微細化の効果が現われることになる。

著者らも報告中の図3に関してのべていることであるが、炭化物形成元素でかつ比較的固溶しやすい炭化物をつくる元素を含む鋼を急速加熱によつて細粒化せしめる場合には、固溶の進行と結晶粒成長とのかね合いを考慮しなければならぬことを、私達の実験結果によつて提示したい。

文 献

- 1) R. A. GRANGE: Trans. Amer. Soc. Metals, 59 (1966), p. 26

講演 調質高張力鋼の強度と靱性におよぼす顕微鏡組織因子について*

住金中研 邦 武 立 郎

【質問】 東北大工 工博 須藤 一

顕微鏡的組織因子といえるかどうかは別として、偏析とそれにもとづく縞状組織、もとのオーステナイトと結晶粒界、粒界における溶質原子の偏析、その他材質の不均一性や異方性、非金属介在物などの諸因子を材料の強度や延性などの値を求める式にどのように入れるべきか(たとえば加算的か相乗的か)について見解をうかがいたい。

(2)式および(3)式右辺第1項の定数は原理的には純鉄の friction stress に一致すべきであり、従来の研究結

* 鉄と鋼, 56 (1970) 4, S 310~313