

れる活性化エネルギーはさきあげた試料に回転を与ないで測定された場合の実測値とよく一致することを示した。本実験の結果はこのことを支持していない。すなわち温度との関係は単純に (1) 式で説明されえないことが知られる。

[b] 溶解面の観察

鉄鋼試料の溶解面に付着した亜鉛、アルミニウムを除去した後、その溶解面を観察すると高い回転数で浸漬した試料ではかなりはげしい凹凸がみられる。本実験の範囲では大部分のものが平滑であるが、この場合に生じた凹凸は表面反応律速⁹⁾において特徴的なものといわれている。

[c] 段階 (3), (4) の複合的な機構

上述した Fe 成分の移動で段階 (3) が (4) に比して、等しいか、かなりの程度まで遅いものとする。このとき固体表面の Fe 濃度 ((1) 式による n_s) はある程度下降すると考えた。J. H. LOMMEL¹⁰⁾らと同様に解析すればこの場合次式が成立する。

$$V = D/\delta \cdot \ln[1 + (C' - C_0)/(C_I - C')] \dots\dots (11)$$

C' : 降下した濃度 C_0 : 液相中の濃度

C_I : 固相中での濃度

適当な仮定のもとに C' を計算し、さきに筆者らの報告した活性化エネルギー間の関係式をつかえば各々 21.9 kcal/mol (in Al) 19.5 kcal/mol (in Zn) がえられる。本実験の範囲での溶解機構は (2) 式よりはむしろ (11) 式で表されるようである。

VII. 結 言

上記の実験条件のもとに鉄鋼材の溶融 Al, Zn 中への溶解速度を測定して下記の諸点をあきらかにした。

1. 鉄鋼材料の溶解速度におよぼす鉄鋼と溶融金属間の相対速度、鉄鋼の代表長の影響は現在までに知られている液相拡散律速の溶解におけるそれとよく一致する。
2. 溶解速度と温度の関係、すなわち溶解の活性化エネルギーは液相拡散が律速の場合よりも小である。
3. Fe 原子が固相 (合金層) から液相 (溶融金属) へ移る過程と液相拡散の複合的な律速機構を考慮して導かれた (11) 式は本実験の温度との関係を比較的好く支持する。

文 献

- 1) 佐野, 蓑輪, 小坂: “学振 19 委資料 7263”(1963)
- 2) 小坂, 蓑輪: 鉄鋼協会北海道支部大会講演(1963, 12)
- 3) M. EISENBERG, C. TOBIAS, C. WILKE: Chem. Eng. prog. symposium Series 51 (1955) p. 1

- 4) H. SCHLICHTING: “Boundary Layertheory” Pergamon Press. N. Y. (1955) p. 152
- 5) 上村勝二: 鉄と鋼, 25 (1939) p. 24
- 6) 広田鋼蔵: “反応速度” 共立 (1957) p. 149
- 7) M. HANSEN: “Der Aufbau der Zweistofflegierungen” p. 168, 761
- 8) A. E. C. REP: “Liquid Metal Hand book” (1952) p. 42
- 9) W. D. KINGERY: “Kinetic of high temp. Processes” (1959) p. 92
- 10) J. M. LOMMEL, B. CHALMERS: Trans A.I.M.E. 215, June (1959) p. 499

(126) 低炭素鋼板の固溶 C 量におよぼすミクロ組織の影響について

八幡製鉄所, 技術研究所

清水峯男・中島浩衛・古賀武信

Influence of Microstructure on the Dissolved Carbon Content in Low Carbon Steel Sheets.

Mineo SHIMIZU, Koe NAKAJIMA and Takenobu KOGA.

I. 緒 言

低炭素リムド鋼板の歪時効性におよぼす固溶 NC 量の影響についてはすでに知られている。焼鈍後の固溶 C 量におよぼすいろいろの要因の効果については、P. STARK, B.L. AVERBACH & M. COHEN¹⁾ G. LARGERBERG²⁾ 周藤³⁾らによつても報告されている。固溶 C 量は焼鈍温度および析出したセメントタイトの分布、および結晶粒度などと密接な関係があることがみとめられている。全 C 量が約 0.03% 以下の場合にはセメントタイトの分布状況および固溶 C 量に全 C 量が大きな影響を与える。本実験は約 0.03% ~ 0.05% C の低炭素鋼を用いて焼鈍条件を変えた場合、析出するセメントタイト組織と固溶している C 量との関係について調べたものである。

Table 1. Chemical analysis of samples. (%)

Sample mark	C	Si	Mn	P	S	Cu	Sol. N
A	0.048	0.01	0.39	0.007	0.014	0.080	0.0017
B	0.040	0.01	0.31	0.009	0.019	0.080	0.0020
C	0.027	0.01	0.30	0.009	0.019	0.070	0.0020

Table 2. Annealing conditions.

Mark	Annealing temperature (°C)	Cooling condition after soaking
a	690	Cooled very slowly (about 15°C/hr)
b	710	Cooled very slowly (about 15°C/hr)
c	710	Cooled slowly (about 65°C/hr)
d	710	After the same cooling as sample C, reheated 350°C×240min and cooled slowly
e	740	Cooled slowly (about 67°C/hr)
f	740	After the same cooling as sample e, reheated 350°C×240min and cooled slowly

II. 実 験 方 法

(1) 供 試 材 料

試験材は軋炳鋼で、熱延後約 70% 冷間圧延された低炭素リムド鋼板を用いた。これらの化学成分は Table 1 に示す。

(2) 焼 鈍 条 件

Table 2 に示すように焼鈍温度と焼鈍後の冷却条件を 3 種えらんで実験を行なった。

(3) 顕 微 鏡 試 験

板厚方向のリム部とコア部について 800 倍でセメンタイトの組織写真を撮影し、これらの組織写真で認められるセメンタイト粒子の数を測定した。さらにこれらの測定結果から平均セメンタイト粒子間の距離を (1) 式によって求めた。

$$d = \sqrt{1/n} \dots \dots \dots (1)$$

d セメンタイト粒子間の平均距離(mm)
 n 単位面積当りに認められるセメンタイト粒子の数(コ/mm²)

固溶C量と固溶N量は内部摩擦法(試料寸法 0.8mm × 10mm × 1000mm 横振動型マグネチック方式で約 420 サイクル)によって測定した。

III. 実験結果および考察

(1) 焼鈍条件と固溶C量およびセメンタイト組織との関係

本実験試料についての焼鈍条件と固溶C量との関係は Fig. 1 に示すように冷却条件および焼鈍温度によって異なり、一般的に焼鈍温度が高くなると、特に A_{ci} 点以上で急激に増加している。比較的冷却速度の早い焼鈍を行なった後 350°C × 240min の再熱処理を行なうと固溶C量がかなり低下している。この時の固溶N量は 7.8 ~ 13.8 × 10⁻⁴% の範囲であつたけれども、固溶C量の変化にくらべると傾向的な変化はみとめられなかつた。セメンタイト組織は Photo. 1 に示すように、焼鈍温度が高くなるにつれて粒界ないしは粒界近傍に析出しているセメンタイトの形が大きくなり、A_{ci} 点をこえると塊状となる。またセメンタイトの形が大きくなるにつれて、分布する数は少なくなるのが認められた。フェライト結晶粒は焼鈍温度が高くなるにつれて大きくなるのが認め

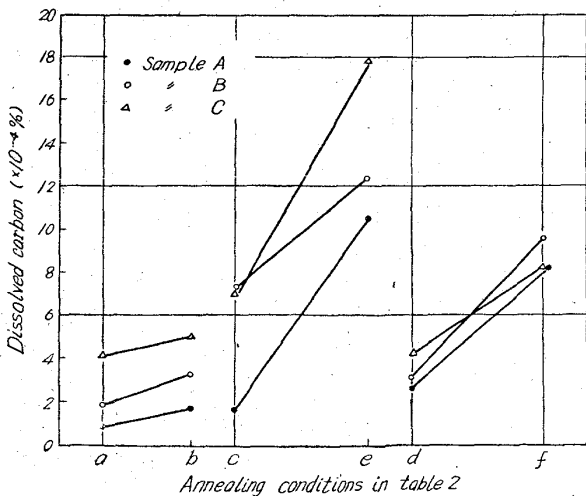


Fig. 1. Dissolved carbon content in annealed steel sheets.

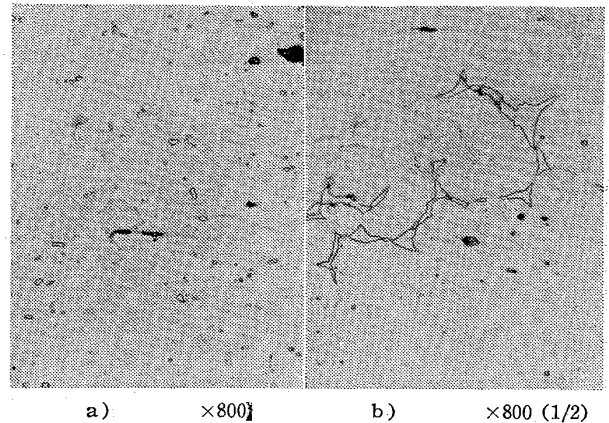


Photo. 1. microstructure of low carbon steel sheet, etched with picric acid, a) annealed at 710°C and b) at 740°C

られた。

(2) 固溶C量とセメンタイト粒子間平均距離の関係

固溶C量と析出しているセメンタイト粒子間の平均距離との関係を Fig. 2 に示す。顕微鏡写真からセメンタイト粒子の数を測定してセメンタイト粒子間の平均距離 d を (1) 式によって求めると Fig. 2 に示すように固溶C量の対数とセメンタイト粒子間の平均距離の対数は直線関係となる。ここでセメンタイト粒子間の平均距離 d が約 10 μ であれば、固溶C量は約 0.0001% で、 d が約 30 μ に増加すると固溶C量は約 0.001% となつて約 10 倍に増大することを示している。このようにセメンタイト粒子間の平均距離が固溶C量と関係があることは、COHEN¹⁾、BUTLER²⁾らが述べているように、セメンタイト粒子間の平均距離が大きければ大きいほど温度降下による溶解度の減少につれて既存のセメンタイトへ拡散して析出できる距離が遠くなり、すなわち析出しにくくつてそれだけ固溶C量が増大してくることによるのであ

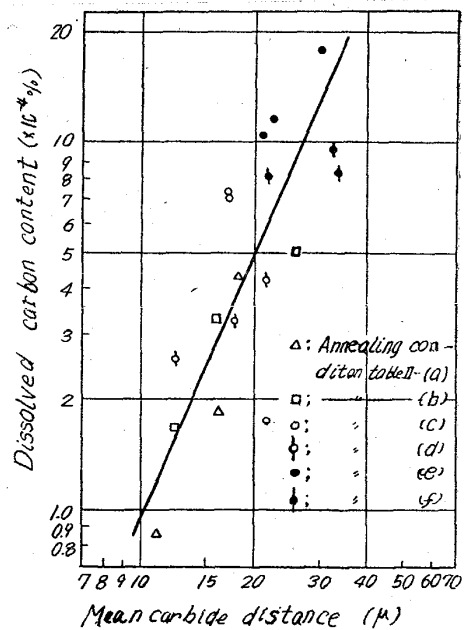


Fig. 2. Relation between mean carbide distance and dissolved carbon content.

らう。

IV. 結 言

(1) 低炭素リムド鋼板において、焼鈍温度が高くなるにつれて析出するセメンタイト粒子は大きくなり、 A_{Cl} 点をこえると塊状セメンタイトとなる。

(2) セメンタイト粒子が大きくなるにつれて粒子の数が少なくなるので、セメンタイト粒子間の平均距離 (d) は増大する。

(3) セメンタイト粒子間の平均距離 (d) と固溶 C 量との間には相関関係があつて、本実験では d が約 10μ のとき固溶 C 量は約 0.0001% となり、 d が 30μ に増加すると固溶 C 量は約 0.001% に増大した。

文 献

- 1) P. STARK, B. L. AVERBACH & M. COHEN: Acta Met 6 (1958) p. 149~155
- 2) G. LAGERBERG. and A. JOSEFFSSON: Acta. Met. 3 (1955) p. 236
- 3) 周藤: 鉄と鋼, 49 (1963) 3, p. 509~511
- 4) J. F. BUTLER: Trans. Met. Soc. Amer. Inst. Min. Met. & Pet. Eng., 224 (1962) p. 89~96

(127) Cr-Mn バネ鋼の高温機械的性質におよぼす熱処理および添加元素の影響

金属材料技術研究所 ○星野明彦

The Influence of Alloying Elements and of Heat-Treatment on the Elevated Temperature Mechanical Properties of Cr-Mn Spring Steel.

Akihiko HOSHINO.

I. 結 言

鉄鋼材料中 400°C までの昇温域において実用に供されている例はかなり多いにもかかわらず、このような温度域における鋼の機械的性質に関する報告は比較的に少ないようである。著者は以前に JIS バネ鋼より主な 6 鋼種について高温引張試験を行なつたが、今回は Cr-Mn

鋼の熱処理方法を変えた場合およびこの鋼に各種合金元素を添加した場合における高温機械的性質の挙動を調べるために 500°C までの各温度において高温引張試験を実施して得られた結果について報告する。

II. 実験方法

2.1 供試材 この実験に使用した Cr-Mn 鋼 (SUP 9) の化学組成をまず Table 1 に示す。

他方この Cr-Mn 鋼の高温機械的性質におよぼす添加元素の影響を調べるために上記組成の鋼材を再溶解して Si, Ni, V, Mo および Al をそれぞれ添加して Table 2 に示すような試料の溶製を行なつた。この場合 6kg 鋼塊を大気中にて溶製し、熱間圧延によつて 20mm ϕ 丸棒を得て後に試験片を作成した。

2.2 高温引張試験、引張試験片は 20mm ϕ 棒鋼から直径 8mm ϕ 、標点 (凸起部) 間距離 50mm の高温用引張試験片の作成を行なつた。再溶解せぬ試験片に対する熱処理による変化を調べるために $870^{\circ}\text{C} \times 30\text{min}$ 油焼入後 450° , 500° , $550^{\circ}\text{C} \times 1\text{hr}$ の焼戻を行なつた外に $870^{\circ}\text{C} \times 30\text{min}$ のオーステナイト化後 340° および 380°C で 30min 恒温変態処理も行なつた。なお再溶解して合金元素を添加した場合には 870°C 油焼入後の焼戻はすべて 500°C で行なつた。

このように処理した試験片については 0.2% 降伏点を測定するために高温用伸検出器を取付けるとともに試験片の温度測定のために A-C 熱電対を 2 カ所に取付けた。そして所定温度に到達後 20min 保持してから 1 mm/min の速度で実験を行なつた。

III. 実験結果および考察

Table 1 に示す Cr-Mn 鋼について焼戻温度を変えて得られた結果を Fig. 1 に示す。焼戻温度が変化することによつて硬度や引張強さが異なるために試験温度が上昇してもその関係は保たれている。全般的な傾向としては試験温度の上昇にともなつて引張強さは低下する

Table 1. Chemical composition of Cr-Mn steel used.

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu
0.54	0.32	0.76	0.020	0.012	0.77	0.08	0.21

Table 2. Chemical composition of Cr-Mn steel after remelting.

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	V	Mo	Al
A 1	0.58	0.15	0.72	0.020	0.012	0.78	0.090	0.18	—	—	0.032
A 2	0.55	0.15	0.78	0.023	0.011	0.83	0.085	0.20	—	—	0.054
A 3	0.56	0.16	0.76	0.020	0.011	0.78	0.085	0.21	—	—	0.095
S 1	0.55	0.46	0.66	0.018	0.013	0.71	0.085	0.15	—	—	—
S 2	0.54	1.07	0.83	0.018	0.012	0.76	0.085	0.20	—	—	—
S 3	0.55	2.08	0.81	0.020	0.012	0.78	0.080	0.19	—	—	—
N 1	0.61	0.15	0.73	0.020	0.011	0.80	0.52	0.20	—	—	—
N 2	0.56	0.14	0.74	0.024	0.011	0.88	1.00	0.20	—	—	—
N 3	0.56	0.13	0.65	0.026	0.011	0.81	2.10	0.21	—	—	—
V 1	0.58	0.14	0.73	0.020	0.012	0.80	0.085	0.20	0.20	—	—
V 2	0.57	0.15	0.75	0.029	0.012	0.79	0.085	0.19	0.29	—	—
V 3	0.58	0.15	0.70	0.021	0.009	0.80	0.085	0.19	0.57	—	—
D 1	0.55	0.10	0.60	0.023	0.012	0.79	0.095	0.20	—	0.29	—
D 2	0.56	0.18	0.72	0.021	0.011	0.72	0.080	0.20	—	0.46	—
D 3	0.57	0.17	0.73	0.027	0.012	0.80	0.090	0.21	—	0.96	—