

る時間で表わすと、0.2% C 鋼は 2 s, 0.5% C 鋼は 15 s, 0.7% C 鋼は 120 s, 1.05% C 鋼は 6 s となり、この間の変化はかなり大きいものが見られる。

一方 950°C でオーステナイト化した場合は炭化物は完全に固溶し、850°C の場合よりも変態は遅くなる。しかし初析の炭化物が析出しこれが続く変態の核となるために、0.7% C 鋼に比べるとかなり短時間間に位置する。要するにオーステナイト化の時に未溶解炭化物が残存するか、あるいは完全に固溶しても初析の炭化物として析出する場合には焼入性が悪くなると考えられる。

焼入硬さは 950°C 加熱の場合にはかなり低下するが、これは残留オーステナイトが増加するためである。

IV. 結 言

Cr-Mo 肌焼鋼 (0.2% C) およびこれを 0.5, 0.7, 1.05% C に滲炭した鋼の連続冷却変態図を作成した。

焼入性は炭素濃度の増加につれてよくなるが、共折組成以上になって未溶解炭化物が残存するかあるいは初析の炭化物が析出するとかえつて悪くなる。

焼入硬さは実験の範囲内では 0.7% C 鋼ではほぼ最高値に達する。1.05% C 鋼になると残留オーステナイト量が増加するために硬さはほとんど増加しない。

文 献

1) 中島, 藤井: 鉄と鋼, 48 (1962), p. 1472

669.14-1551-156:669.112.227.1:
669.112.227.342:620.186.6
(127) 浸炭法によるオーステナイト結晶
粒度とマルテンサイト粒度の関係
について 63317

(浸炭焼入した鋼に生成する粗大マルテンサイトの研究-I)

愛知製鋼

1500~1502

赤沢唯一・小田昭午・○滝川岩一

Relation between Austenite Grain Size by the Method of McQuid-Ehne and Martensite Grain Size.

(Study on coarse martensite grain in carburized and quenched steel-I)

Iichi AKAZAWA, Shōgo ODA and Iwakazu TAKIKAWA.

I. 緒 言

近年、肌焼部品はガス浸炭法の普及に伴ない、従来行なわれていた一次、二次の焼入れなどの再加熱焼入れを行わず、浸炭温度より直接焼入れすることが一般化した。ところが浸炭法によるオーステナイト結晶粒度(以下浸炭粒度)が No.7~8 の細整粒を示す試料をとり、浸炭焼入れ後のコアの組織を検鏡すると粗大なマルテンサイト粒がみられることがある。マルテンサイトは2以上の焼入前のオーステナイト粒を横切つて成長することはないから、ケースとコアの粒度の間に著しい差があると考えねばならず、浸炭法による結晶粒度は多くの問題を蔵しているというべきである。

またこの粗大マルテンサイトは曲げ破断の破面粗さを大きくすることから機械的性質にも若干の危懼を抱かしめる。本研究はこれら粗大マルテンサイトの生成原因を明らかにし、その機械的性質におよぼす影響につき調査したもので、ここでは前者について報告する。

II. 実験要領並びに実験結果

i) 浸炭粒度とマルテンサイト粒度: JIS, SCR22, SCM22 および SAE 4028, 20MoCr4 などを供試材とし 925°C の焼ならし後、一部を JIS 浸炭法により結晶粒度を測定し、同時に他の一部を 925°C ×6h の浸炭焼入れを行ない、浸炭粒度とマルテンサイト粒を比較したところ、相当数に粗大マルテンサイトが認められた。その結果を Table 1 に示しその代表例として試料 A についての結果を Photo. 1 に示す。すなわち Photo. 1 の a はその浸炭粒度、b はマルテンサイト粒を示すが、

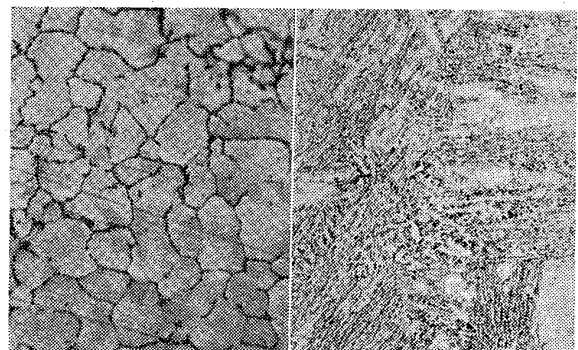


Photo. 1. Relation between case grain size and quenched core structure.

Table 1. Chemical composition and quenched structures of testing steels.

Specimen No.	Kind of steels	Chemical compositions (%)							Quenched structures	Grain size No.
		C	Si	Mn	Cr	Mo	Sol Al	ΣN		
A	SCR 22	0.21	0.27	0.67	1.04	—	0.038	0.0108	Coarse martensite	7.4
B	〃	0.23	0.14	0.76	1.04	—	0.046	0.0157	〃	7.7
C	〃	0.19	0.21	0.77	1.15	—	0.026	0.0100	〃	7.6
D	〃	0.19	0.23	0.78	1.10	—	0.057	0.0119	〃	7.5
E	〃	0.19	0.28	0.76	1.12	—	0.024	0.0132	Fine martensite	8.0
F	SCM 22	0.18	0.26	0.81	1.08	0.22	0.042	0.0161	Coarse martensite	8.0
G	〃	0.22	0.27	0.74	1.11	0.29	0.028	0.0157	〃	8.0
H	〃	0.19	0.32	0.78	1.00	0.24	0.038	0.0172	Fine martensite	7.0
I	20 MoCr 4	0.23	0.26	0.87	0.79	0.38	0.047	0.0110	Coarse martensite	7.6

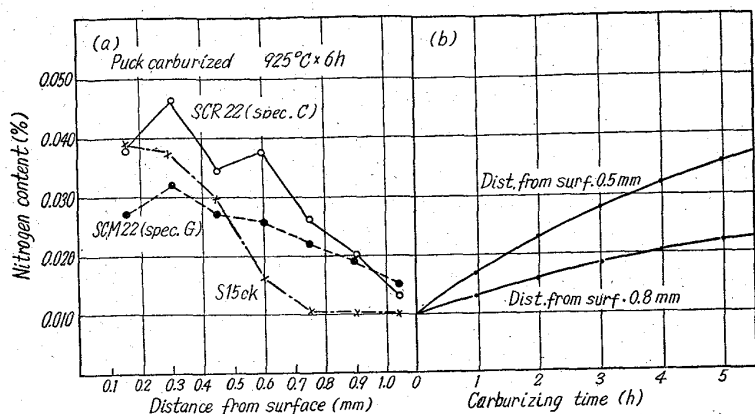


Fig. 1. Nitrogen infiltration at pack carburizing process.

その不一致は著しい。このことは、浸炭層が細整粒を示すにかかわらず、コアにおいて結晶粒の粗大化が起つていることを示す。この粗大マルテンサイトの発生は鋼種、および鋼中の Al, N の含有量の間有意差はみられず、N を比較的高く含有する試料にも粗大マルテンサイトの発生をみた。

ii) コアの結晶粒の成長特性：以上浸炭粒度はコアの結晶粒度を代表しない例を示したが、コアの結晶粒の成長特性を調べるため次の実験を行なった。すなわち試料 C, D を選びあらかじめ 920°C に加熱された実験炉に試料を入れ、入炉時より数えて 10, 20, 30, 40mn および 1, 2, 3, 4h 経過するやそれぞれ水焼入れを行ない粗大マルテンサイト発生までの保持時間を求めたところ、試料 C では 20mn, 試料 D では 40mn 後に既にコアの結晶粒の粗大化の開始がみられた。

iii) 浸炭過程における窒素の浸透状況：以上の現象は浸炭層の結晶粒の成長阻止因子の存在を予想させる。浸炭層の炭素含有量はむしろ結晶粒成長因子として作用することが多くの研究で認められているが²⁾、いま一つの因子に N がある。W. PETER²⁾ らは浸炭中に N が浸透し鋼中 Al と結合することにより浸炭層の粒界の固定化が起ると結論した。そこで JIS 浸炭粒度現出法の固形浸炭の場合の N の浸透状態 (925°C x 6h) を、段削り後化学分析により求めたところ Fig. 1(a) の結果を得た。すなわち試料 c では表面で 0.05% 程度の窒素が起つている。通常浸炭粒度の判定場所は表面より 0.5~0.8mm の範囲であるから、これらの場所での N 濃度の時間変化を計算によつて求める。

表面より x mm での t s 後の N 濃度を $u(x, t)$ とし、拡散係数を D とすると、 $\partial u / \partial t = D \cdot \partial^2 u / \partial x^2$ が成立つ。

この式に次の初期条件、境界条件

$$t = 0 \quad x > 0 \quad u(x, 0) = u_1$$

$$t = 0 \quad x < 0 \quad u(x, 0) = u_2$$

$$t = t$$

$$u(0, t) = \frac{u_1 + u_2}{2}$$

を満足させて、上の微分方程式を解き整理すると

$$2 \frac{u - u_1}{u_2 - u_1} = 1 - \frac{2}{\sqrt{\pi}} \int_0^{\frac{x}{2\sqrt{Dt}}} e^{-\xi^2} d\xi \dots (1)$$

右辺は Gauss の誤差関数であるから $x / 2\sqrt{Dt}$ を与

えれば Gauss の誤差関数曲線を用い左辺を求めることができる。Fig. 1 の試料 c では、 $u_1 = 0.01$, $u(0, t) = 0.05\%$ すなわち $u_2 = 0.09\%$ など置いてよい。表面より $x = 0.5$ mm では ∂ h 後 $u = 0.035\%$ 故これらの数値を代入して D を求めると、 $D = 2.2 \times 10^{-8} \text{cm}^2/\text{s}$ となりこの値は従来知られている γ 鉄の拡散係数、 $D = 6.5 \times 10^{-8} \text{cm}^2/\text{s}$ (950°C) に較べ良い近似となっている。そこで $t = 1/2, 1, 2, 3, 4, 5$ および 6h 後の u を順次計算していくと ($x = 0.8$ mm の場合も全く同様) Fig. 1 (b) を得る。ii) で説明したコアの結晶粒の粗大化が起つた 20mn 後には、観測点 0.5mm で 0.014% N, 0.8mm ではほとんど N の浸透はみられない。i) で述べたように粗大マルテンサイトが、0.0161% N を含有するものにも発生したことを考えれば、この程度の N の浸透が粒の粗大化防止に有効に作用するとは考え難い。

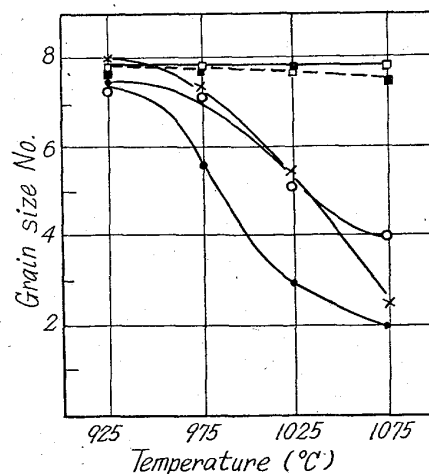
IV. 瞬間酸化法による結晶粒度と粗大マルテンサイト

上の推論に基き、瞬間酸化法による結晶粒の成長特性を求めた。すなわち前記試料 C を 925°C に加熱保持された真空炉中で、種々な時間保持後数分間空気酸化させ水焼入れした。その後試料を 10°C の傾きに研磨し結晶粒度を観察したが、6h 後においても細整粒を示した。

このことはケースの結晶粒成長の遅れが浸炭層の特性でなく、試料の表面故に起る現象、すなわち表面部の表面張力などの外制力が粒の粗大化の driving force うち勝つための現象と考察した。

V. 結晶粒の粗大化温度と粗大マルテンサイト

粗大マルテンサイトの発生するものと発生しないものとを各々数個とつて、925°C, 975°C, 1025°C, 1075°C の各温度でそれぞれ 6h の浸炭粒度を JIS 法に準じて測定したところ、粗大マルテンサイトの発生しなかつ



● Specimen A coarse martensite
○ " (1200°C normalized) }
× Specimen E fine martensite
■ 0.033% Ti SCR22 }
□ 0.026% N SCR22 }

Fig. 2. Relation between grain growth temperature and martensite grain.

たものは、1025°C 程度の温度まで結晶粒度番号 6 以上の細粒であることが明らかとなつた。すなわちコアの結晶粒の粗大化はケースのそれにほぼ 100°C 先行すると云つて良い。

VI. 粗大マルテンサイトの防止策

粗大マルテンサイトを防止するためには、結晶粒の粗大化温度を高める必要がある。高周波炉にて Ti を 0.033%, 0.039%, および 0.044% 含有する SCR22 を溶製し、浸炭焼入後の組織を検鏡したが微細マルテンサイトを示した。また鋼中 N の含有量を高めることも効果があるが、同じく高周波炉にて 0.010% より 0.033% まで 10 チャージ溶解したところ Al 単味添加では、安定した製品とするためには 0.018% 以上の N を要し実用的でない。次に高温で一旦 AlN を溶解させ、AlN を再析出分散させることにより粗大化温度を高めることが可能だが、粗大マルテンサイトのみられる前記 Table 1 の試料を 1200°C の焼ならしを行なつたところ、粗大マルテンサイトは全くなくなつた。(Fig. 2) 欧米の機械工業界の焼ならし温度が 950°C 近辺で若干高く、保持時間に至つては、6h 以上におよんでいることは、この問題との関連性を予想させる。

文 献

- 1) 大沢秀雄: 学振19委, 5606, 結晶18
- 2) W. PETER, et al: Stahl und Eisen 82 (1962) p. 23

621, 785, 52, 621, 78, 019, 7, 621, 833

(128) 浸炭焼入歪に関する統計的実験

日立製作所亀有工場 ○佐々木 敏 美

Statistical Study on the Distortion of Case Hardning. 63318

Toshimi SASAKI.

I. 緒 言 1502~1504

焼入歪については従来数多くの実験がためされ、焼入歪の性質に対する個々の要因の影響はほぼ明らかにされている。それにも拘らず加工工程中での焼入歪の定量が困難で、加工における大きな隘路となつているのは次のような理由による。

- (1) 焼入歪に最も大きな影響をおよぼすのは、被焼入品の形状および大きさで、大量生産の場合を除いては、これを事前に知ることが殆んど不可能である。
- (2) 焼入歪に影響をおよぼす要因の数が多く、そのうちどのようなものの影響が一番大きいのか、または2種以上の要因の組み合わせがそれらが単独でおよぼす影響と

は異なつた形をとるのではないかなどがよく判らない。

最近、製造過程における総計的手法の導入は活発で、大きな成果を挙げつつあるが、焼入歪に対してもこれを応用すれば利益が大きいと思われるにも拘らず応用例が見当らない。そこで我々は、浸炭焼入を施すギアの内径スプラインの焼入歪に対して、直交配列を用いた実験を行ない、主として上記(2)の問題を解決すると共に焼入歪の解明を製造工程でいかにすれば可能か、その手法の一端を明らかにした。

II. 実験および実験方法

試験片としたギアは、Fig. 1 に示すようなもので材質は SNC22 である。これらの化学成分を Table 1 に示す。

各々のテストギアについて、実験は素材のチャージ、浸炭前の歪取焼鈍の有無、浸炭深さ、吊り方および冷却温度を要因として、H₂-16 直交配列表によつて行なつた。他の要因はすべて一定とした。浸炭焼入はオールケース型ガス浸炭炉によつて行なつた。実験工程を Table 2 に示す。

結果の測定は、内径スプラインの歪および表面硬度について行なつた。スプラインの変形は、歯厚の変化がその主なものであるので、Fig. 2 のようにオーバピン径の変化量によつて表わした。測定点は Fig. 3 のように1コのギアについて6点で、6点の測定値から最大値、平均値、および最小値をとり、各ギアについて得られた各々16コの測定値から解析を行なつた。これは同様な実験²⁾で行なつて効果の得られた方法である。

浸炭層の硬度分布および組織、並びに心部の硬度および組織は、全測定終了後各ギアから1コづつ計2ケを任意にえらび切断して調査した。ただしこの2コは浸炭層厚の異なつているものである。

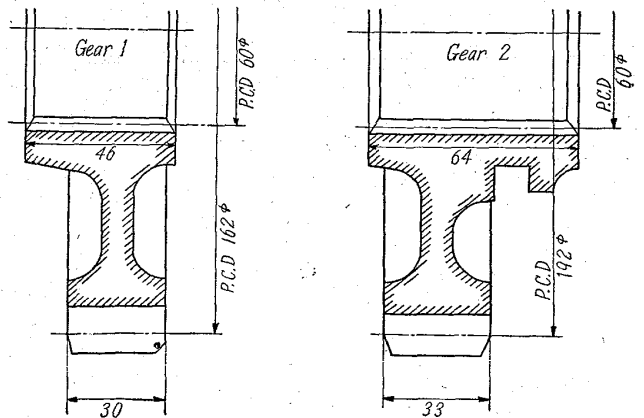


Fig. 1. Test gears.

Table 1. Chemical analysis of specimens. (%)

Ch. #	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	G. S. No
SNC 22	0.12~0.18	0.15~0.35	0.35~0.65	<0.030	<0.030	3.00~3.50	0.70~1.00	—
16757	0.15	0.35	0.52	0.018	0.009	3.24	0.88	7.0
16662	0.15	0.29	0.48	0.012	0.009	3.22	0.78	7.3
35172	0.15	0.30	0.48	0.016	0.008	3.09	0.76	8.0
44554	0.16	0.24	0.53	0.011	0.012	3.38	0.81	8.0