

富士製鉄・室蘭製鉄所研究所

工 田島喜久雄・工〇小野修二郎

復する方向に増大したとするとつぎの三つの型の衝撃値の改善が見られる筈である。

Type I: 亀裂発生に必要な吸収エネルギーが増大した場合。

この場合は衝撃吸収エネルギーは低温度域において増大が見られ、低温での延性が回復する。

Type II: 亀裂伝播に必要な吸収エネルギーが増大した場合。

この場合は衝撃吸収エネルギーは高温度域において増大が見られ、高温での延性が回復する。

Type III: 亀裂発生ならびに伝播に必要な吸収エネルギーが増大した場合。

この場合は衝撃吸収エネルギーは転移温度附近全域での延性が回復する。

以上の点から衝撃値—温度曲線を見ると、パーライト帯に直角に破面を有する試料位置では Type III に属しパーライト帯に平行に破面を有する試料位置では Type I に属する。すなわち前回報告と同様パーライト帯は亀裂発生を促進することが考えられる。一方パーライト帯に直角に破面を有する試料は当然パーライト帯の影響を殆ど受けないと思われ、この熱処理による延性の回復は結晶粒の微細化によるものと思われ、微細化は亀裂発生ならびに伝播の感度を共に低下せしめるようである。

一方、方向による差はこれらの処理によつて却つて明瞭になつてくる。これはこの程度の熱処理によつて変化を受けないもの、例えば非金属介在物の分布形態、または結晶粒の異方性等によるものと考えられる。

IV. 結 言

以上の結果を総括すると

- 1) パーライト帯は亀裂発生を促進するが、亀裂伝播には影響がない。
- 2) 結晶粒の微細化は亀裂発生ならびに伝播の感度を低下せしめる。
- 3) 方向性を支配する因子は非金属介在物の分布形態ならびに結晶粒の異方性等によると思われるが、この点に関しては今後の研究に待ちたい。

(98) 極軟鋼組織におよぼす熱履歴の影響について

The Effect of Heat Treatment on the Structure of Low Carbon Steel

S. Ono, et alius.

I. 結 言

軟鋼においても中炭素鋼高炭素鋼と同様に、熱処理により組織を改善して、機械的性質を向上しうるのは当然予想される。

低炭素鋼にては、その組織の主構成要素はフェライトとセメンタイトであり、組織像の変化はセメンタイトの存在状態に他ならず、更にその存在状態の相異は、概して加工履歴および熱履歴に依存する。われわれはかゝる見地に立つて軟鋼組織中のセメンタイトの形状変化を熱処理と関連させながら検討したので、以下報告する。

II. 実験方法ならびに結果

実験に用いた試料は Table 1 に示すような 5~5.5 mm ϕ SWR3 甲線材を完全焼鈍したものである。(1)、(2) の実験では試料 A を、(3) の実験では試料 B を供した。

Table 1. Chemical composition (%)

Steel	C	Mn	Si	P	S	Cu	Sn
A	0.09	0.37	0.006	0.020	0.048	0.141	0.041
B	0.09	0.33	0.006	0.015	0.039	0.188	0.034

(1) 加熱温度と冷却速度

実験方法としては 650°C から 930°C 迄 30°C おきそれぞれ 5 h 加熱後、水焼入、空中放冷および 50°C/h にて炉冷を行つたものについての顕微鏡観察を行つた。

その結果 A₁ 点を境として加熱温度の影響が上下に大別される。すなわち A₁-A₃ 間の焼鈍ではその後、50°C/h で徐冷を行つたものは結晶粒度大きく、かつセメンタイトが粒界に紐状または珊瑚状に発達しており、それも 800°C 以上で加熱したものが特に大きく、それより低温のものでは紐状セメンタイトは小さくなつてい。また空冷を行つたものでは、標準組織が多少崩れて紐状セメンタイト化している。一方、水焼入を行つたものでは A₁ 点直上のものが多少紐状セメンタイト化しているのみで、他はパーライト、セメンタイトの析出は見られず r 部は焼入組織となつている。A₁ 点以下で加熱したものは水冷、空冷、炉冷の如何に拘らず、全て層状パーライトが切れて球状化する傾向にある。その粒化傾向は、加熱温度が A₁ 点に近い程大であるが、冷却速度の影響は明らかには認められなかつた。

(2) 粒界セメンタイトの成因

A₁ 以上に加熱後冷却速度が遅い時には粒界に紐状の

セメンタイトが析出する危険性が認められたが、この事実は既に Pomp, 菊地氏等により知られており一般に焼鈍脆性の主原因であることが認められている。われわれは粒界セメンタイトの成因を顕微鏡的に確かめるため、つぎのごとき実験を行つた。すなわち、800°Cに5h加熱した後、50°C/hにて緩炉冷、途中780°C、765°Cと15°Cおきにそれぞれ完全水焼入を行つて炉冷過程における組織の変化状況を観察した。その結果は Photo. 1 (省略会場掲示) に示すごとく焼鈍温度から A_1 点 (約690°C) 迄の冷却過程において γ 相から初析 α が次第に析出し、それにつれて残存 γ は、漸次 Fe_3C が富化されて粒界に偏集して紐状または珊瑚状になってくる。そして A_1 に到つて Fe_3C は安定化しそのまゝ粒界に細長く析出していることが認められた、更に A_1 以下で炉冷を続けて行くと、セメンタイトの紐の太さについては多少の差は認められるが、その形状にはさしたる相異は認められない。以上の事実から粒界セメンタイトの形成は $A_3 \sim A_1$ 間の冷却速度に大きく影響されるものと考えられ、 A_1 以下では A_1 における固溶炭素量と常温における固溶炭素量の差 (約0.02%) だけがその後の冷却で先に析出した粒界セメンタイトの周辺に析出する際に、 A_1 以下での冷却速度が影響するにすぎないと思われる。

なお、冷間引抜を行つた試料についても同様な焼鈍を行つた結果は、加工率が大きくなるにつれてセメンタイトの大きさは小さくはなつて行くが、35%引抜率でも依然として $A_3 \sim A_1$ 間の冷却速度が遅い時には紐状セメンタイトが形成されることが認められる。

(3) 圧延温度を利用して調質する場合の極軟鋼組織
極軟鋼を熱間圧延温度を利用して調質することにより球状パーライト組織化さすべくその熱処理方法を実験室的に考察してみた。圧延材の速度等を考えて、出きるだけ短時間で調質することが望ましい。故にまず A_3 上から A_1 前後温度の鉛浴に焼入れて短時間保持後、冷却する段階的冷却処理を行つて、恒温保持中におけるセメンタイトの析出粒化の可能性を検討したが、 A_3 附近温度から鉛浴温度までの急冷度および恒温保持時間不十分のため満足する球状パーライト組織は得られなかつた。

つぎに極く短時間の水焼入を行つて鋼温度が完全に下らなくとも一応 A_1 附近までは急激に γ のまゝ冷却させることを目論み、5.5mm ϕ ×50mm 試片を短時間水焼入した。その温度変化は電磁オツシログラフにより測定して Fig. 1 の曲線 I および II なる結果を得た。この結果を利用して焼入温度 (950, 900, 850°C) × 1h → 水焼入

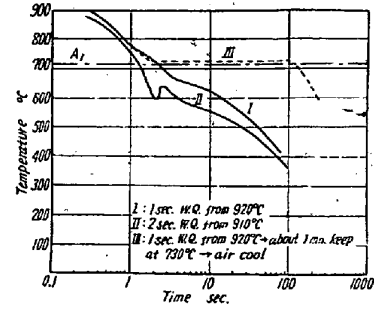


Fig. 1. Time-temperature curve.

×1sec→恒温槽(740°700, 650, 600°C)×1mn なる実験を行つた。この結果、水焼入時間を1秒、恒温保持時間を1分とした場合、焼入温度 A_3 以上、恒温槽温度680~740°Cの処理条件で満足しうる球状パーライト組織が得られることが判明した。その熱履歴は曲線Ⅲのごとくである。実際の圧延鋼に应用する場合には圧延終了直後、1秒間水冷を行つて後 A_1 附近を曲線Ⅲに相当するだけ徐冷すればよいことになる。

III. 結 論

極軟鋼組織について加熱温度および冷却速度の影響を検討した。また粒界セメンタイトの成因について考察し、 $A_3 \sim A_1$ 間の冷却過程で発達することを認めた。更に圧延温度を利用して極軟鋼を調質し球状パーライト組織化する熱履歴条件について考察した。(文献省略)

(99) マルテンサイト鋼線 Martensite Steel Wire

T. Nishioka.

帝国産業 西岡多三郎

I. 緒 言

低炭素鋼を用いて高抗張力鋼線を製造する研究、およびその性質についてはまともな研究は殆んど見当らない。1913年 H. Hanemann は 0.05% 炭素鋼を 950°C から水焼入し、焼鈍材の抗張力 36.7 kg/mm² に対し、72 kg/mm² を得てをり、1921年 J. H. Nead は 0.14% 炭素鋼を水焼入して抗張力 64 kg/mm² を得、1928年 R. L. Kenyon は 0.013% 炭素鋼を 940°C から水焼入し、焼鈍材の抗張力 28.8 kg/mm² に対し、33 kg/mm² を得ている。鋼線に関しては 1931年始めて H. Wiesecke がその著書において Thomas 鋼線を用いて焼入し、焼鈍鋼線の抗張力 34~50 kg/mm² に対し 55~72 kg/mm² を得、更に炭素量を高めることにより抗張力を上げ得ることを示している。しかしこれら