

れた。

(ii) および (iii) を総合すると Al_2O_3 系または high Al_2O_3 系砂底は一部は熔鋼中の Al が注入の過程において空中の酸素により酸化されたものであるが、他の一部は耐火物溶損物を熔鋼中の Al が還元して生成したものである。しかもこの空気酸化と Mn-Silicate の還元と言うつの過程により生成した Al_2O_3 系介在物は顕微鏡的には区別することが困難である。

この調査により Al_2O_3 系砂底や high Al_2O_3 系砂底は、大鋼塊における沈澱晶等の理論によらなくとも、湯道の如き極めて細いものの中で熔鋼が nozzle を出てから鑄型に入るまでの過程において、既に発生していることが確認された。これら大形の介在物が鑄型内で完全に浮上除去されないのは、鋼塊底部、または表面に近い部分の温度が比較的早期に低下し、粘性の増加することや柱状晶の部分においてはこれに妨げられて浮上困難となることによるものであろう。

(iv) 沈澱晶により Al_2O_3 微粒が凝集肥大したものの熔鋼の脱酸、熔鋼中 Al の空気酸化、または耐火物の影響により既に mold 内熔鋼中に析出し suspend していた Al_2O_3 等が核となり、鉄の結晶ができ、これが沈降する過程において Al_2O_3 その他の介在物を附着凝集肥大して砂底にまで発達すると言う考え方であり Dickenson 等も鋼塊 Bottom の砂底の原因を沈澱晶としている。しかし沈澱晶により ingot bottom に運ぶことのできる介在物の大きさには限界がある理である。実際沈降しつつある沈澱晶の大きさの測定は困難であるが、鋼塊として凝固した後の結晶粒の大きさを測定した文献および 5t 鋼塊で実測した結果によれば $1.3mm^3 \sim 1.8mm^3$ と推定され、また $CO \cdot 4\%$, $SiO \cdot 20\%$, $MnO \cdot 65\%$, $CuO \cdot 20\%$ の鋼種で熔鋼より析出した沈澱晶を純鉄と仮定し、熔鋼と沈澱との比重差を求め、 $1.3mm^3$ の沈澱晶と共に沈降し得る Al_2O_3 の体積を求めると $1/100mm^3$ となり、これを立方形と仮定すれば一辺約 $0.21mm$ となる。即ちこの砂底は圧延比 10 では $2mm$ となり、この概算によれば $2 \sim 3mm$ までの長さの砂底は沈澱晶により発生する可能性がある。

Al_2O_3 系砂底の発生機構が以上の如きものであるとすれば沈澱晶全般に概ね一様に分布するものと推定される。しかし実際の Al_2O_3 系砂底は鋼塊底部に全く偶発的に発生している。

また顕微鏡的な大きさの Al_2O_3 系介在物は分析や顕微鏡調査によれば沈澱晶の影響により鋼塊底部に集積すると考えられる。これは沈澱晶の部分に一様に分布す

る。

沈澱晶は大形砂底に対してはこれ等が Stokes の法則により浮上することをある程度妨げる作用があるものと考えられる。

(v) high Al_2O_3 系介在物と Al_2O_3 系介在物との成分的関係

high Al_2O_3 系介在物の中に認められる cubic な結晶と Al_2O_3 系介在物の結晶とは顕微鏡的には類似のものであるが、これ等結晶を抽出、化学分析、X線その他の方法でその組成を明らかにした。

(73) 炭素鋼の焼鈍脆性に関する研究 (Studies on the Annealing-Brittleness of Plain Carbon Steel)

Tadatashi Onishi, et alii

神戸製鋼所 理 高 橋 孝 吉
工〇大 西 忠 利
吉 田 清

I. 緒 言

低炭素リムド鋼を焼鈍すれば、その靱性が低下することは諸外国においてよく知られており¹⁾、我国においてもこれに関して菊池氏²⁾の詳細な研究がある。我々の経験によれば、これと類似の現象が、よりC含有量の高い中炭素キルド鋼の大型鍛鋼品を取扱う場合にも屢々認められ、焼鈍によつて劣化した材料の機械的性質が熱処理を焼準に変更することによつて、大いに改善される例が、かなり多い。従つて、著者等は、所謂焼鈍脆性は単に低炭素リムド鋼のみに限られた現象ではなく、相当広い成分範囲の炭素鋼に存在する共通の現象と見做して、この現象の起り得る鋼のC含有量の限度を大略決定すると共に、その本性について若干の研究を行つた。

II. 実 験 方 法

低炭素リムド鋼の焼鈍脆性は、各種の冷却方法による連続冷却実験の結果、主として $A_3 \sim A_1$ 界域の冷却速度の小なるために起るオーステナイトの成長、従つてフェライト粒度の粗大化と A_{r1} 附近の緩冷によつて起るフェライト粒界へのセメントタイトの析出に基くものであるとの結論が得られている³⁾。著者等はこの現象に対する、より詳細な解析を行うために、主として恒温変態処理を用いて実験を行い、鋼の冷却過程における各温度で生起する現象を単独に観察した。供試材は Table. 1 に示すごとくであり、 $CO \cdot 08\%$ より $0 \cdot 80\%$ に亘る各種の炭素

Table. 1. Chemical compositions of specimens tested.

Mark	Type	Chemical composition %							
		C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr
A-P	Rimmed	0.09	tr	0.44	0.027	0.023	0.25	0.14	0.08
G	//	0.11	tr	0.48	0.023	0.020	0.11	0.04	0.06
T	//	0.10	tr	0.40	0.014	0.017	0.05	0.03	0.06
A	Killed	0.08	0.34	0.49	0.011	0.027	0.20	0.18	0.07
S	//	0.08	0.14	0.43	0.015	0.025	0.08	0.04	0.05
B	//	0.10	0.30	0.48	0.020	0.030	0.21	0.15	0.07
C-P	//	0.13	0.20	0.63	0.017	0.013	0.22	0.09	0.02
C	//	0.15	0.23	0.39	0.021	0.023	0.21	0.10	0.07
X	//	0.15	0.22	0.47	0.018	0.029	0.24	0.07	0.08
W	//	0.34	0.24	0.53	0.021	0.021	0.03	0.03	0.07
D	//	0.35	0.40	0.45	0.039	0.044	0.28	0.05	0.05
Y	//	0.46	0.25	0.59	0.026	0.021	0.04	0.03	0.06
E	//	0.59	0.22	0.51	0.029	0.029	0.17	0.16	0.10
F	//	0.80	0.26	0.43	0.024	0.027	0.04	0.10	0.05

鋼を使用した。これらはいずれも塩基性平炉鋼であり A-P, G, T はリムド鋼, 他は全てキルド鋼である。

III. 実験結果

a) 衝撃値並びにその他の機械的性質におよぼす熱処理の影響

まず Table. 1 に示した供試材中 T, S, X, W, Y の 5 鋼種について冷却速度および冷却方法が鋼の衝撃値およびその他の機械的性質におよぼす影響について実験を行った。冷却方法は、1. オーステナイト化温度に 30 分間保持後空冷。2. オーステナイト化温度に 30 分間保持後 0.15°C/min および 0.43°C/min の冷却速度にて 725°C まで炉冷以下空冷。3. オーステナイト化温度に 30 分間保持後 0.15°C/min および 0.43°C/min の冷却速度にて 650°C まで炉冷以下空冷。の計 5 種である。これらの結果から所謂鋼の焼鈍脆性が低炭素リムド鋼のみに限られず、キルド鋼においても顕著に現われ、しかも、C 含有量 0.35% の鋼においてもこの現象の示されることを認めた。

b) 恒温処理温度および時間と衝撃値との関係

上述の現象により詳細に観察するために、G, A, B, C, D, E, F の 7 鋼種について、 A_{c1} 変態点上下の各種の温度で 30 分, 1 時間, 5 時間, 24 時間の各時間保持による恒温変態を行わしめた後のシャルピー衝撃値の変化、並びに硬度、顕微鏡組織を調べた。供試材としては 15 mm ϕ × 60 mm の鍛造材を用い、予め焼準後、夫々の適正オーステナイト化温度から各種温度の鉛浴中に焼入れ、処定時間保持後水冷したものから、標準シャルピー試片を加工して衝撃試験に供した。結果の一例を Fig. 1 に示した。図より明らかなように、供試材中 C

0.08~0.35% の鋼においては衝撃値は極めて興味ある変化を示し、特に 700°C または 725°C の恒温変態によって著しい衝撃値の低下が生じた。

この傾向は 30 分より 24 時間に亘つて殆んど同様であり 700°C 附近の脆化を支配する因子の発生が極めて短時間に起ることが認められた。また、供試材 S, T について、シャルピー試験片および JIS 4 号抗張試験片 (7 mm ϕ) を用い、同様の熱処理 (保持時間 30 分) を行つた結果この場合も、700°C の恒温保持で、衝撃値は最小となり、夫々 6.5 kg-m/cm², 3 kg-m/cm² なる値が示された。なおこれらの実験において、硬度、抗張力、降伏点の最大値並びに伸、絞の最小値は最脆化温度より 25°C または 50°C 高い 725°C または 750°C に現われた。しかも試験片の形状小なる S, T についての実験では衝撃値変化は G~F についての実験結果とかなり異つた様相を示し、700°C 以上の衝撃値変化は比較的緩慢であるに反し 700°C から 650°C への衝撃値の上昇は極めて急激であり 700°C を境としてその上下で全く異つた現象の起ることが推測された。これらの試験片の顕微鏡組織は 700°C ではフェライト粒界に連続してセメンタイトが析出した組織を示し、これより高温側では極めて C 含有量の高いマルテンサイトとフェライトの共存組織、低温側ではフェライトとパーライトの共存組織であり、上述の衝撃値変化の特異な傾向とこれらの顕微鏡組織との間に明瞭な関係が認められた。

c) 真の脆化温度の決定

700°C を中心とする低い衝撃値が果して、材料の真の脆化に直接関係するものであるかまたは、恒温変態後の水焼入に附随する現象であるかを更に明らかにするため、供試材 G, C, D について、700°C 上下の各種の温

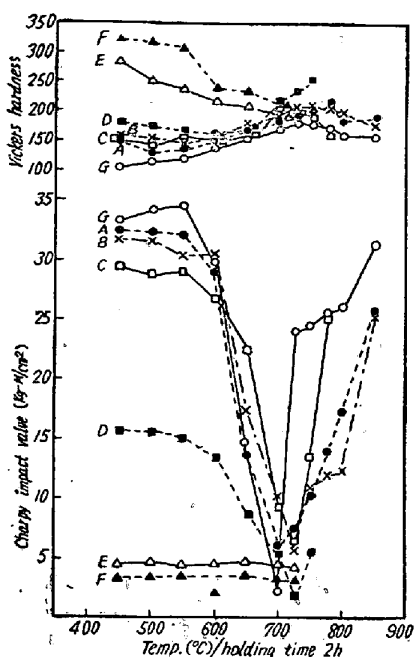


Fig. 1. Impact value and Vickers hardness as function of austempering temperature.

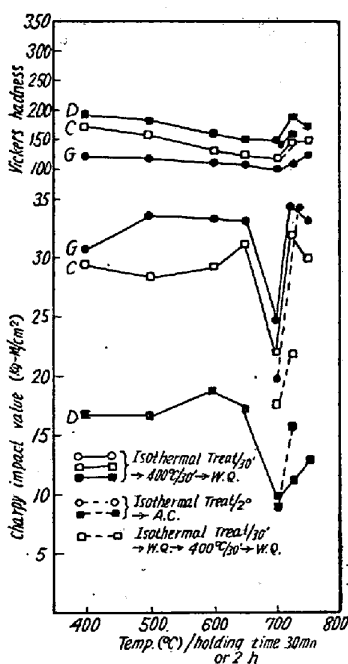


Fig. 2. Relation between impact values and various heat-treatments.

度で、恒温保持後、水焼入を行う前に、今一度 400°C の恒温槽において再び 30 分間保持したもの、或いは、恒温保持後水焼入して更にこれを 400°C に焼戻したもの、或いは恒温保持後水焼入を行わず、空気中に放冷したもの等について衝撃試験を行った。結果は Fig. 2 のごとくであり、いずれの鋼種も、脆化域における衝撃値水準は上昇を見た。しかし乍ら、700°C における衝撃値は他の温度に比べて依然遙かに低く、しかもこれらの処理によつて硬度曲線上の極大値はあらわれず、最脆化温度 700°C に極小値があらわれ、また、この場合上述の試験では 725°C に最低の衝撃値のあらわれた C, D においても、二次恒温保持の結果最低値は 700°C 恒温保持で示された。これらの結果は、明らかに 700°C の脆化は恒温保持そのものによつて生じたものであり、恒温保持後の水焼入による組織変化とは無関係であることを示すものである。即ち 400°C の二次恒温変態、または、400°C の焼戻によつてフェライトを共存するマルテンサイトの影響は消滅し、700°C におけるフェライト粒界へのセメンタイトの析出が脆化の第一の原因と考えられる。

d) 粒界セメンタイト析出温度並びに時間の決定

700°C 附近における粒界セメンタイトの挙動を詳細に調べるため、S, T, X, W の 4 鋼種について 3mm × 5mm × 10mm の小試片を用いて恒温変態を行い、粒界セメンタイトはキルド、リムドおよび C 含有量の相違に

不拘、全ての鋼種において 700°C で極めて短時間（1分乃至5分）を析出すること、しかもこれより僅かに 10°C 高い 710°C ではその析出に 3 時間を要すること、恒温保持温度が 710°C 以下に下るにつれて、セメンタイトの形状は変化しその連続性を失い、660°C では完全な球状炭化物の連続として発達すること等を確めた。これらの事実は、鋼の連続冷却に際し 700°C 附近を徐冷することにより粒界セメンタイトの析出が起り、鋼の衝撃値を低めることを当然予想せしめるものである。なおこの変態実験により、700°C 附近のセメンタイトは、保持温度においてプロオーテクトイドフェライトと共存する高 C 含有量のオーステナイトから直接析出することが顕微鏡組織から窺われた。

IV. 結 論

C 0.08~0.80% の各種炭素鋼について連続冷却実験並びに Ae_1 変態点上下の各温度での恒温変態実験により所謂鋼の焼鈍脆性は低炭素リムド鋼のみに限られずキルド鋼にも起り、C 含有量の増加と共に漸次その傾向は減少するが C 約 0.35% の鋼まで現われること、またこの脆性が恒温変態実験により 700°C において極めて短時間にフェライト粒界に連続して発達するセメンタイトによるものであることを確めた。

参 考 文 献

- 1) J. Görrisen: J. I. S. I. Vol 162, 1949
- 2) 菊池浩介: 鉄と鋼 第 37 年 第 11 号
- 3) 前出 2)

(74) 高炭素高クロム鋼の靱性

(Toughness of High-Carbon High-Chromium Steels)

Katsumi Yoshinaga, et alii.

機械試験所 工博 三橋 鉄太郎

工 木村 勝美

富士電機生産技術部 工〇吉 永 克 巳

I. 緒 言

2% C, 12% Cr のダイス鋼は、焼入硬度高く、耐摩