

の CRD 鋼を実際に空冷した場合の中心硬度を求め、上記の実験によつて推定した値とよく一致することを確かめた。(図省略)

V. 結 言

高 Ni 強靱鋼，不銹鋼，耐熱鋼，ダイス鋼，高速度鋼等の自硬性鋼 18 種の焼入性を研究し，これらの鋼の質量効果を具体的に示した。

(1) 上記の鋼の焼入性の大小を順で示せば

XOO ≥ HY 2 > HX 3 > X 1 > XM 1 > SNC 3 > DC > DAC ≥ SUS 2 > SCD > WRD > SUS 3, ≥ SEH 2 ≥ CRD ≥ HDC > SNCM 9 > SBD > SNCM 1

(2) 空冷および油冷の場合の急冷度 H を求め，これを利用して種々の径の丸棒を空冷および油冷した場合の中心硬度を推定し，実際の結果と比較した。

(3) その他不完全焼入鋼の焼戻二次硬化現象の特性について若干検討を加えた。

(60) 低炭素鋼の顕微鏡組織におよぼすオーステナイト界域よりの冷却速度について

(Pearlite-Free Structure について)

The Effect of Cooling Rate from the Austenite Range upon the Microstructure of Low Carbon Rimmed Steel

(On the Formation of Pearlite-free structure)

K. Yoshida.

日亜製鋼，尼崎工場 吉 田 潔 司

I. 緒 言

低炭素鋼の austenite range よりの冷却速度と顕微鏡組織との関係については種々の研究報告がある。すなわち A<sub>3</sub> 附近の徐冷による banded structure の生成の問題，A<sub>1</sub> 以下の徐冷による ferrite 粒界に析出する cementite の問題である。

筆者は種々の実験により低炭素鋼を用い 950°C ~ 700°C 間および 700°C 以下の冷却速度を調節して連続冷却を行うと pearlite-free structure をえられることが判つた。これは J. Görrisen の報告に述べているごとく pearlite の decomposition による grain boundary cementite の生成のためであると考え。しかしこの pearlite の decomposition による cementite の生成の程度は 700°C 以下の冷却速度にも影響するが primary pearlite の大きさ，すなわち C% と 950°C ~ 700°C 間の冷却速度にも影響すると考えられるので，

C% と冷却速度を変化させ種々の primary pearlite を生成し，その後の連続冷却による顕微鏡組織におよぼす影響について行なつた実験結果について述べる。

II. 実 験 方 法

試料は厚さ 20 mm の低炭素リムド鋼板の中央部より圧延方向に直角に 12 mm × 12 mm × 25 mm の寸法に切削し，焼準 (950°C × 30mn) 処理後，熱電対挿入のため試料中央に深さ 10 mm 径 2 mm の穿孔を行ない，実験用試料とした。実験用試料の化学成分は C% 0.13 ~ 0.5 の範囲のものである。

Table 1. Heat-treating conditions.

1) The effect of cooling rates within the temperature range from 950°C to 700°C.

No.	Cooling rate °C/mn		
	950°C ~ 700°C	700°C ~ 500°C	
1	Air cool		Normalized
2	300	3	
3	150	3	
4	20	3	
5	2~1	0.5	
			Annealed

\* At 700°C the slow cooling was begun in any.

2) The effect of the temperature from which the slow cooling was begun.

No.	Initial rapidly cooling rate °C/mn	Temperature from which the slow cooling was begun °C
1	300	800
2	300	750
3	300	700
4	300	650

Solw cooling rate was 3°C/mn in any.

3) The effect of slow cooling rate which is accompanied with below 700°C

No.	Intial rapidly cooling rate up to °C/mn	Slow cooling rate below 700°C °C/mn
1	300	3
2	300	8
3	300	28
4	300	78
5	300	96

熱処理に際し，先ず試料に熱電対を挿入し，加熱炉にて 950°C 30mn 加熱後，Table 1 に示す種々の冷却速度にて冷却し，徐冷開始温度に達せば，所要の温度に加熱した鉛浴炉に試料を投入し，所定の速度にて 500°C 迄徐冷し，以後空冷した。熱処理後の試片は横断面を検

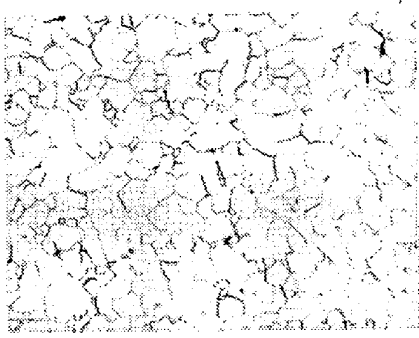
鏡した。機械試験，衝撃試験は 12mm×12mm×100mm の試料を圧延方向に採取し焼準後，冷却速度の異なる 3 種類の熱処理を行ない，抗張試験 (G.L. 28mm, 8mmφ) シャルピー衝撃試験を行なった。なお ferrite 粒度，断面硬度は衝撃試片の残部を用いて測定した。

### III. 実験結果

#### i) 顕微鏡組織におよぼす影響

##### A) 950°C ~ 700°C 間の冷却速度

950°C より 700°C 迄の冷却速度は 300°C/mn, 150°C/mn, 20°C/mn の 3 種類にて徐冷開始温度はいずれも 700°C (700°C 以下は 3°C/mn にて冷却) とした。なお比較のため焼準，焼鈍処理をも行なった。種々の処理を行なった各試料の冷却速度と顕微鏡組織との関係について述べると，試料 A T (C% 0.13) は冷却速度の差異により pearlite の析出の量はやゝ異なるが，いずれの処理においても ferrite 粒界に塊状の pearlite が析出しており，焼鈍処理のものは banded structure を呈している，試料 A B (C% 0.08) においては，冷却速度 350°C ~ 150°C/mn では高倍率 (×800) にて識別出来る程度のきわめて微細な pearlite が点在しており，低倍率 (×100 ~ ×200) では ferrite 組織のみと判定せられる。(Photo. 1 参照)。(以下，この組織を pearlite-free structure 略して P.F. 組織と称する。) 冷却速度 20°C/mn, 焼鈍処理のものは ferrite 粒界に塊状の pearlite が析出している。



Sample A B (C% 0.08) ×100 (2/3)  
Cooling rate 150°C/mn  
Photo. 1. Pearlite-free structure.

試料 C B (C% 0.05) は冷却速度 300°C ~ 20°C/mn にて P.F. 組織を呈し，焼鈍処理のものは pearlite が塊状に析出している。以上各試料とも，焼準処理を除き ferrite 粒界に cementite が析出しており (ferrite の C の固溶度の減少により生成された薄片状の true grain boundary cementite と pearlite の decomposition により生成された紐状の grain boundary cementite が存在している) その析出の程度は P.F. 組織を呈した

ものが最もいちじるしい。

このように冷却速度による顕微鏡組織のいちじるしい差異は pearlite の decomposition による cementite の生成の程度によるものと考え，この生成の程度は primary pearlite の大きさに関係し，冷却速度の大であることは，徐冷開始時の primary pearlite の大きさが小になり徐冷期間中に pearlite が decomposition し易く，遂に P.F. 組織を呈するものとする。従つて冷却速度により decomposition の程度が異なり pearlite, ferrite の割合に差異を生ずるものとする。C% による影響は，試料の AT のごとく含有量の異なるものは冷却速度を大にしても primary pearlite の大きさが小ならず，一部分は徐冷中に pearlite が decomposition するが他は pearlite として存続すると考える。

##### B) 徐冷開始温度の影響

前項の実験はいずれも徐冷開始温度 700°C の場合であるが 800°C, 750°C, 650°C の場合につき実験を行なった。試料 A B を用い，徐冷開始温度迄は 300°C/mn にて冷却し，徐冷開始温度下は 3°C/mn にて徐冷した。結果は徐冷開始温度 700°C 以外の高，低いずれにおいても P.F. 組織を呈せず pearlite が塊状に析出している。

##### C) 徐冷開始温度以下の冷却速度による影響

本項においては徐冷開始温度 700°C とし，それ以下の冷却速度を変化させて，顕微鏡組織におよぼす影響について検討した。試料は A B を用い，700°C 迄 300°C/mn にて冷却し，700°C 以下の冷却速度 8°C/mn, 28°C/mn, 78°C/mn, 96°C/mn の 4 種類について行なった。8°C/mn にては微細な pearlite が ferrite 粒界に析出し，粒界に true grain boundary cementite が析出している。(若干の pearlite の decomposition による cementite も存在す) 28°C/mn にて冷却すると塊状の pearlite を析出し粒界に true grain boundary cementite を析出す。

#### ii) 機械的性質におよぼす影響

P.F. 組織を有するものと，焼準，焼鈍処理せるものとを比較を行うため，試料 A B, C B を用い，1. 焼準，2. P.F. 組織を呈する処理，3. 焼鈍の熱処理を行ない，引張試験，シャルピー衝撃試験，断面硬度 ferrite 粒度を行なった。結果は Fig. 1 のごとくで，抗張力，降伏点は焼鈍処理せるものは他の処理に比べ若干低下しているが，硬度，ferrite 粒度は焼鈍処理のみいちじるしく低下している。焼準，P.F. 処理との間にはいちじるしい差がない。衝撃値は，焼準，P.F. 処理，焼鈍の順に低下しており，P.F. 処理のものは焼鈍せるものより粒界析出の

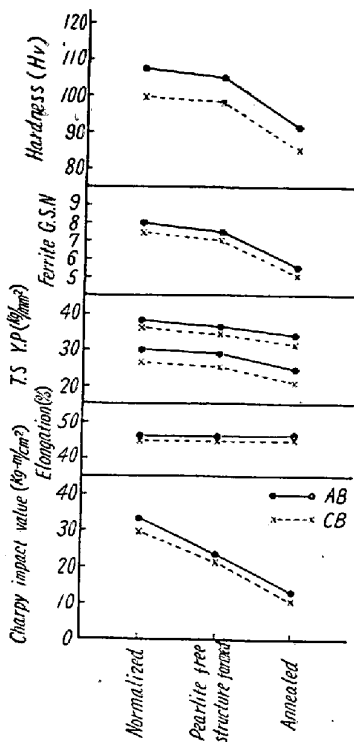


Fig. 1. The effect of each heat-treatment on the mechanical properties.

cementite の程度はいちじるしいが、焼鈍処理に比べ高値を示しており、衝撃値は ferrite 粒度に大きく影響するものと考える。

IV. 総 括

以上の実験により、低炭素鋼を用い austenite range よりの冷却速度の差異が顕微鏡組織にいちじるしく影響し、これは pearlite の decomposition の程度によるものである。

2) 本実験に用いた試料 (C% 0.05, 0.08) において、適切な徐冷開始温度を選び、950°C ~ 徐冷開始温度間および徐冷却開始温度以下の冷却却

速度を調節すれば P.F 組織を呈する。

2) P.F 組織は cementite の析出の程度がいちじるしいにも拘わらず焼鈍処理より衝撃値が高い。衝撃値は ferrite 粒度に大きく影響するものと考える。

の本質上多少の欠陥を内蔵するため鋼管の内部に疵が発生することもある。この原因は種々挙げられているが、池島、森島<sup>1)</sup>は管材の black spot が鋼管の内面疵と強い相関があることをのべ、black spot は FeS 介在物の偏析であることを示し、鋼の S% を下げ Mn/S を高めることを推奨している。井上等<sup>2)</sup>は鋼管の疵検査から Silicate 系介在物によるものが多いことを述べまた加藤等<sup>3)</sup>はキルド鋼管材で S% を種々変えた鋼で実験し、Mn/S は強く影響せず black spot および砂疵が主に影響することを示している。

そこで本試験はリムド鋼管材の材質を評価する方法を種々実験し鋼管の内面疵との関係を求め、鋼管の内面疵の原因を明確にするため行なつた。

II. 実 験 試 料

実験試料の製鋼分析を Table 1 に示す。鋼塊は約 4 t の下注ぎで各チャージより 1 本選び 85 mm φ に圧延し鋼塊内の各位置に相当する管材から長さ 1550 mm の試料を採取し、これを 1100 mm と 450 mm に切断し前者は製管試料に、後者は管材々質の試験用に供した。

Table 1. Chemical analyses of sample.

Mark	C	Si	Mn	P	S	Cu	Mn/S
A	0.13	0.01	0.49	0.013	0.021	0.12	23.3
B	0.15	0.01	0.46	0.016	0.021	0.12	21.9
C	0.13	0.01	0.42	0.018	0.021	0.14	20.0
D	0.15	0.01	0.53	0.021	0.021	0.14	25.2
E	0.10	0.01	0.33	0.011	0.015	0.17	22.0
F	0.12	0.01	0.48	0.013	0.018	0.13	26.6

(61) リムド鋼管材材質と鋼管の内面疵との関係 (I)

(管材々質の評価法について)

Relation between Quality of Tube Round Made from Rimmed Steel Ingot and Inner Surface defects of Steel Tube (I)

(Tentative Method of Estimation for Quality of Tube Round)

N. Eguchi, et alii.

八幡製鉄所, 技術研究所

工 大竹 正・工 村山周治・○江口直記

I. 緒 言

ステイフェルマンネスマン式製管法は非常に苛酷な加工であるため管材成分に厳しい制限が設けられている。しかしリムド鋼を製管素材として使用する場合リムド鋼

III. 実 験 結 果

1. 実験方法

450 mm 試料を中央で 2 切し片方は core 部の対角線を、他方は core 部の辺に直角になるよう縦切断し、(a) 砂疵, (b) マグナフラックス, (c) サルファプリト (d) black spot 試験をそれぞれ行なつた。

1100 mm 試料は 88 φ × 6.5t × 3620l mm に穿孔し圧延、磨管を径で 87 φ × 3.45t × 6650l mm にし、さらに絞圧延で 48.9 φ × 3.35t × 12000l mm の鋼管にした。鋼管の内面疵は管端よりのぞいて熟練した検査工により疵の程度に応じた等級をつけた。(このようにしてつけた等級と鋼管を切開して調査した内面疵の程度は比較的よく合致している)

次に疵発生部の鋼管より試料を切出し顕微鏡試験を行なつた。

2. 砂疵試験

砂疵は研削面にあらわれた形態から区別し白く光るも