

A4-4 の側面 Q 部には Photo. 5 (省略会場掲示) に示すごとく何れの鋼塊にも割れの発生が認められた。鋼塊 A4-3 の側面 P 部に割れの発生が認められる。(Photo. 4) に対して同鋼塊の側面 Q 部は P 部に比較して更に加工度が大なるに拘わらず割れの発生が認められないことおよび後述の試験結果よりかゝる鋼塊表面部の割れは鋼塊表面部加工度が鋼塊据込比と関係なくまた加工前の鋼塊表面状況も相当影響するものと考えられる。

ハ) 高温加工性：前章迄に形状の変化を対称とした所謂成形性について述べたが、つぎに高温加工性について検討した結果を述べる。高温加工前の鋼塊 A1-3, A2-3, A3-3, A4-3 の超音波探傷試験位置および試験結果を Fig. 6, Photo. 6 (省略会場掲示) に、据込比 2.0 に高温加工後の同じ鋼塊の超音波探傷試験位置および試験結果を Fig. 7, Photo. 7 (省略会場掲示) に示した。高温加工前鋼塊の場合認められる多分鋼塊内部粗鬆部に帰因すると思われる欠陥は高温加工により除去され内部に加工による加工割れの発生していないことが想像される。超音波探傷試験には Sperry 超音波探傷機を使用し 2.25MC にて試験を行った。つぎに高温加工後の各鋼塊を Fig. 8 (省略会場掲示)のごとく切断し AA', BB', CC' 各切断面の加工割れ発生状況をマグナフラックス試験および検鏡試験より検討したが加工割れは全然認められなかつた。すなわち試験材の濃度範囲のチタン添加量では 1150°C で据込比 3.5 迄の高温加工は加工割れの発生を伴わないことが知られる。

4) 常温および高温抗張試験：前記の供試鋼塊を 30 mm φ 丸棒に鍛造(鍛造比 8)し 850°C 1h 保持後空冷しさらに 650°C 1h 焼戻したものを供試材とした。高温抗張試験は装置の関係上 800°C で行いオーステナイト域における抗張試験から鍛造時の高温加工性を推測することとした。Table 3, Fig. 9 (省略会場掲示) に測定結果を示す。高温抗張試験の loading rate は 4mm/mn である。常温抗張試験においては抗張力はチタン添加によりやゝ低下するが伸はやゝ増加し絞りは幾分低下しているが全体としては大差ないように思われる。高温抗張試験では抗張力は大きく伸は数値上では同一試料につき変動が大きく絞りはチタン添加によりやゝ上昇するようである。

### III. 結 言

1) 40 kg 鋼塊について含チタン鋼塊特性を調査し冷却速度を適当に調節することにより、かゝる小型鋼塊でも、ある程度硫黄の偏析を伴い試験鋼塊に供し得ることを知った。

2) チタンの添加と共に硫黄偏析は漸次軽減し樹枝状晶もまた漸次減少し (Ti 0.150%迄) 更にチタンの添加量が增大すれば再び増大する傾向を認めた。

3) 熔鋼中の酸素、窒素等のガスによる鋼塊特性の化学的欠陥を除去するためにチタンを添加して熔鋼中のガスを固定化した場合でも鋼塊内部には超音波探傷の結果明らかであるごとく物理的原因による粗鬆部を包蔵するがこれは据込(据込比 2.0)により完全に健全化する。

4) チタンは酸素、窒素、硫黄、炭素と強大な親和力を有しチタン添加により加工時変形しないいわゆる B 型介在物が生成されるがこれ等の介在物は小さく分散しているため、マグナフラックス検査では検出されず、また 1150°C において据込比 3.5 に達する強烈な加工を行っても割れの原因とはならない。すなわち製鋼および造塊時に不可避免的に生成される非金属介在物の中析出の様相の特に有害なものをチタンの添加により本質的に無害な他の形態に変換すると共に分散せしめ得る可能性があると考えられる。

5) 引張試験の結果によればチタンの添加により幾分低下するようであるが大差はない。

## (97) 軟鋼の低温脆性に関する研究 (II)

(熱延軟鋼板の圧延方向性について)

### Study of the Cold Brittleness of Plain Carbon Steel (II)

(Directionality of Impact Value in Hot Rolled Steel)

S. Nakanishi.

富士製鉄, 広畑製鉄所 研究所 中西 昭 一

#### I. 緒 言

熱延軟鋼板はその機械的性質が可成り明瞭な方向性を示し、特に圧延直角方向における V ノッチ・シャルピー衝撃値の結果について第 1 報で報告した。

今回は圧延方向板厚断面、ならびに圧延面におけるシャルピー衝撃値の分布、ならびに熱処理による分布の変化を調べた。第 1 報においてはパーライト帯の存在が圧延直角方向において亀裂発生を促進することを確認したが他の方向についても、このことが成立するか否かを同時に調べた。

#### II. 実験方法ならびに結果

試料としては第 1 報と同様な化学成分を有する 60 mm 厚さのセミ・キルド鋼を使用した。

60mm 厚板のスラブ全面にわたって超音波探傷を行い、パイプ未圧着部、ならびに硫黄の強偏析部等の存在すると思われる部分は除去し、これらによつて方向性が左右されるのを防止した後、圧延方向板厚断面ならびに圧延面において圧延方向に0°, 10°, 20°, 30°, 45°, 60°, 70°, 80°, 90° の各方向よりVノッチ衝撃試験片を切り出し、試験温度+100°C ~ -40°C の各温度でシャルピー 衝撃試験を行つた。

930°C 1h 加熱後炉冷することによりパーライト帯の存在する試料 (A) を、空冷することによりパーライト帯の消失した試料 (B) を作製した。以上の熱処理により両試料中の非金属介在物の分布状態には差のないことを確めた。

イ) 圧延面

標準Vノッチシャルピー衝撃試験結果の例を示すと Fig. 1 のようである。

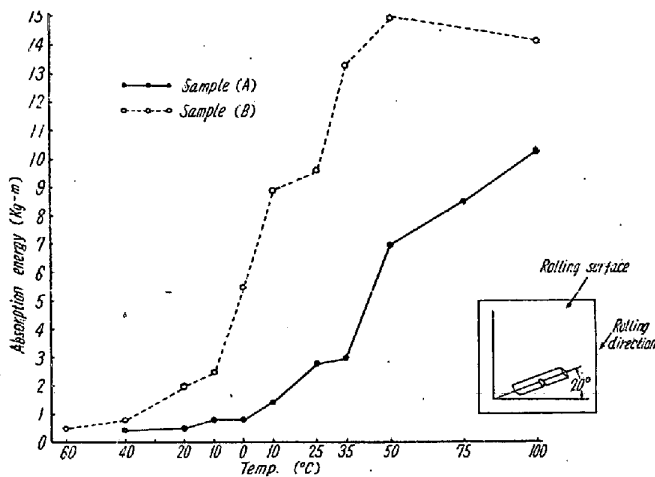


Fig. 1. Impact value/temperature curve of 0.16%C steel after heat treatment

- (A) furnace cooling (0.6°C/mn at 730°C)
- (B) Air cooling (25°C/mn at 650°C)

すなわち試料 (B) は試料 (A) に対して、全ての試験温度で衝撃値は高く、空冷によつてその切欠靱性は回復している。

衝撃値と試料位置との関係の1例を示すと Fig. 2 のようで 100°C ~ 40°C の全温度域で試料 (B) は試料 (A) よりも高衝撃値を示し、一方その方向性は低温側特に 10°C 以下において著しい。

ロ) 圧延方向板厚断面

標準Vノッチシャルピー衝撃試験結果、ならびに衝撃値と試料位置との関係は前報圧延方向直角断面とほぼ同一の傾向を示している。すなわち高温側 (100°C) においては試料 (A) と試料 (B) の間にはあまり差が見出せないが、試験温度が下つてくると 50°C ~ 20°C の間

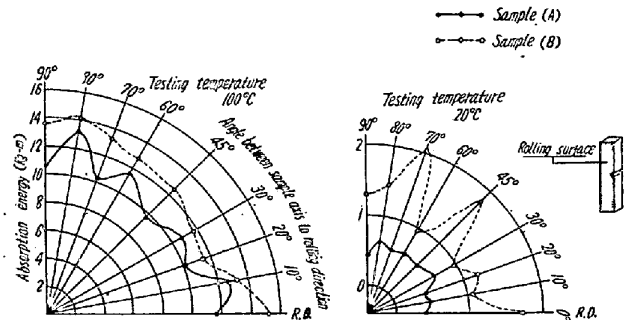


Fig. 2. Absorption energy/position relationship at various temperatures.

の試験温度では試料 (B) は試料 (A) に較べて高衝撃値を示す。

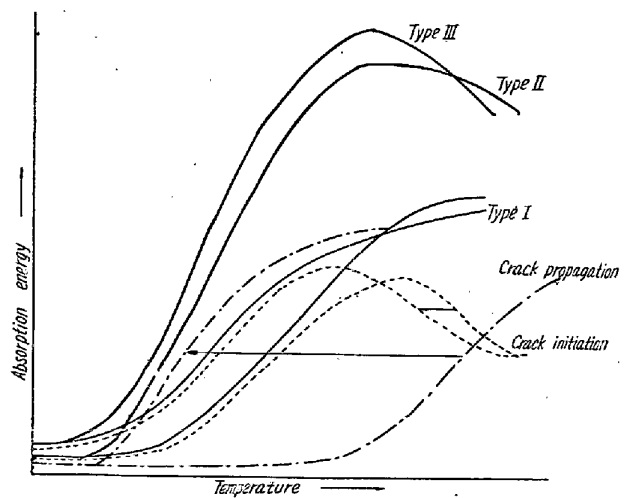
当然シャルピー衝撃試験片のノッチ直下の横収縮率が2%を示す温度 ( $Tr\phi_2$ ) と試料採取位置との関係においても試料 (B) の  $Tr\phi_2$  は試料 (A) のそれに較べて試料位置全域で低温を示している。

III. 考 察

試料 (A) と試料 (B) の間の差に関してはその破面方向すなわち試料採取位置によつてほぼ二つの群に分類される。その一は空冷、すなわちパーライト帯の消失、ならびに細粒化により、低温側における延性の回復、他の一つは試験温度全域における延性の回復である。

標準Vノッチシャルピー衝撃試験における、吸収エネルギー—温度曲線中の吸収エネルギーは Fig. 3 のごとく、亀裂発生ならびに伝播のための二つのエネルギー部分に分けて考えられる。

この二つのエネルギー部分が何等かの原因で延性を回



- Type I : Decrease in crack initiation sensibility
- Type II : Decrease in crack propagation sensibility
- Type III : Decrease in crack initiation and Propagation sensibility

Fig. 3. Various types of impact value/temperature curve.

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ことは当然予想される。

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  $\phi$  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 A<sub>1</sub> 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 A<sub>1</sub>-A<sub>3</sub> 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 A<sub>1</sub> 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。A<sub>1</sub> 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 A<sub>1</sub> 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

A<sub>1</sub> 以上に加熱後冷却速度が遅い時には粒界に紐状の