

Table 2. Deformation and quenching temperature.

Sample Deformation % Quenching temp °C	A 1		A 2		A 3		A 4		DC		HDC	
	$\alpha_e$	$\alpha_d$	$\alpha_e$	$\alpha_d$	$\alpha_e$	$\alpha_d$	$\alpha_e$	$\alpha_d$	$\alpha_e$	$\alpha_d$	$\alpha_e$	$\alpha_d$
1000°	-0.135	0.065	-0.081	0.072	-0.113	0.061	-0.109	0.051	-0.090	0.077	-0.114	0.062
1050°	-0.035	0.150	-0.019	0.125	-0.072	0.124	-0.087	0.125	-0.040	0.121	-0.092	0.097

なる A 2 試料が加熱の場合における変態の開始及び終了温度は概ね高い。一方冷却の場合は逆に低い。また A 4 試料は A 3 試料に W 約 1.5% 添加したものであるが、加熱変態はほとんど大差ないが、冷却の場合にはやや高い。なお空中放冷の場合の変態点の生起状況を見るに A 2 試料の Ar'' 点が最も低い。A 3 及び A 4 試料は W-Cr 系ダイス鋼 DC 及び HDC と大差なく、いずれも 320°C~345°C に Ar'' 点を示す。

次に各試料の焼入温度と硬度との関係を見るに水焼入の場合各焼入温度共硬度が最も高く、油冷の場合之に次ぐ、空中放冷の場合も焼入温度の上昇と共に硬度を増大するが幾分低い。

なお Cr-Mo 系の分が Cr-W 系に比し焼入温度 1050°C 附近よりの硬度増加大きくその値も高い。

次に各焼入試料の焼戻による硬度の変化を見るに、従来の W-Cr 系ダイス鋼と大差なくいずれも 550°C~600°C までは焼戻軟化に対する抵抗が大である。また焼入温度を上昇する程 550°C~600°C における二次硬化現象が著しい。

次に焼入温度の試験温度に対する熱間硬度に及ぼす影響を見るに (焼戻温度 650°C 一定とす) 試験温度約 650°C までは熱間硬度の低下が少ない。また焼入温度高い程熱間硬度は高い。なお各鋼種の比較を見るに A 2 試料が最も焼戻軟化抵抗が大きく、A 1 試料が最も小さい。A 3 と A 4 とは大差なく、かつ W-Cr 系ダイス鋼 DC 及び HDC と比較しても大差ない。

また焼入温度一定の場合の焼戻温度 350°C 及び 650°C 両者の熱間硬度の相違を見るにいずれも 650°C までの試験温度では 350°C 焼戻の方が大である。

次に熱間の衝撃値の比較を見るに鋼種によつて多少その曲線の形が異なる。即ち A 1 試料では 300°C の試験温度で極大を示し、約 600°C で極小を示し、700°C 以上急激に増大する。A 2 の試料では約 400°C 附近で極大を示し、600°C で極小を示すがその低下の割合は少ない。A 3 及び A 4 試料では焼入温度によつて極大値を示す試験温度が多少異なる。

次に熱処理による変形率を調べた。Table 2 は焼入温度 1000°C 及び 1050°C 油焼入の場合の変形率を示す。

各試料共焼入により長さ方向に収縮し、直径方向に膨脹するが、1000°C の場合に比し、1050°C 焼入の方が長さ方向の膨脹程度は少なく、直径方向は逆に膨脹程度が大きい。また 1050°C より焼入せる場合、各試料間において長さ方向の変形率は A 2 試料、直径方向においては HDC が最も小さい。

次に各試料の焼戻による変形率の変化を測定した。各試料共焼戻温度の上昇と共に収縮するが、600°C 附近より急激な膨脹を示し、800°C においては再び収縮する。しかして焼戻温度の影響は A 2 及び DC が最も小さい。

## (50) 鑄鋼の高温割れ傾向に及ぼす諸元素の影響 (V) Sn, As, Sb, Bi, Pb, O, H, N の影響

### Influence of Chemical Composition of Cast Steel on Hot-tearing Tendency (V)

Susumu Oki

日本車両製造(株) 沖 進

鑄鋼の高温割れ傾向の試験方法は既報<sup>1),2)</sup>のもの外、C型試験も一部に用いた。C型試験に用いる鑄物の形は両端間の収縮が完全に阻止される全長約 400mm の堅型の円柱で、その一部に直径 90mm から直径 60mm に移る直角の段がある。この段の隅に沿うて輪状の高温割れを生ずる。この割れの面積で割れ傾向を表わすものである。この方法では比較的大なる断面積の鑄物の割れに相当する試験が行える。尙、本報で A 型試験と呼ぶのは既報<sup>1)</sup>で詳述した石英管貫入型試験のことである。

#### I. Sn の影響

A 型試験の結果 Sn の無いときに割れ抵抗大なる鋼は 0.1% 以上の Sn の添加により割れ抵抗は明らかに害される。Sn の無いときに割れ抵抗の小なる鋼は Sn を 0.3% 加えても割れ抵抗は僅かしか減少しない。0.1% の Al で予め脱酸した鋼と Sn 然らざる鋼とのに対する感受性は大差ない。

C型試験の結果、Snの無いとき割れ抵抗の大なる鋼は、0.06%以上のSnの添加により著しく割れ抵抗を減ずる。Snの無いとき割れ抵抗の小さい鋼は0.1%以上のSnを加えても左程影響されない様である。

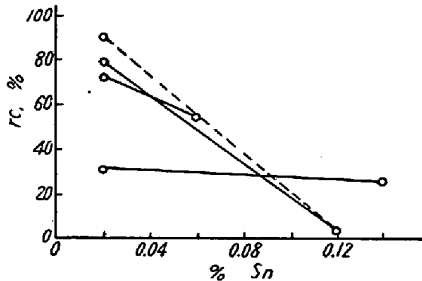


Fig. 1. Influence of Sn on hot tear resistance by C type test

鋳鋼の高温割れに及ぼすSnの影響に関する文献は見当たらないが、Snが高温加工性を害することはよく知られている。文献によればSnは概ね0.2%以下では加工性に影響が無いと言われているが、本実験によればSnは0.1%でも明らかに割れを増すことが判明した。著者等の工場ではSnは $0.02 \pm 0.01\%$ の範囲内にあるらしいから、日常の鋼の割れがSnの変動のために起ることは先づないと言える。しかしブリキ板などを原料とする工場ではSnの増加に注意を要する。

## II. As の 影 響

A型試験の結果、Asの影響はSnのそれと似ておる。ここでも0.1% Alでの脱酸の有無は結果に影響しない。

鋳鋼の高温割れに及ぼすAsの影響に関する文献は見当たらないが、高温加工性に及ぼす害については知られておる。文献によれば概ね0.6%以上のAsで有無であるが、本実験では0.1%以上のAsが有害と認められる。著者等の工場ではAsは $0.03 \pm 0.01\%$ の範囲内にあるらしいから、日常の鋳鋼がAsの変動のために割れることは先づ無い。しかし鋼の生れによつてはAsを多く含むものもあると云われるから注意を要する。

## III. Sb の 影 響

A型試験の結果、Sbの影響はSnやAsのそれに似ているが、更に少量でも有害である。文献によればSbが鋼中に存在する量は一般に極めて少いと云う。著者等の工場では分析の結果はSbは0.01%以下であつて問題とならない。

## IV. Bi の 影 響

A型試験の結果は、Biの添加量(計算値)が少量でも割れ抵抗は著しく低下するが、計算値が約0.2%以上では幾ら増加しても割れ抵抗はそれ以上低下しない。Fe-Bi状態図によれば、Biは熔鉄にも固体鉄にも溶解度を有しないことになつており、多量添加した場合には明らかに遊離Biが認められる。又添加計算値に対し分析値は10分の1以下である。この分析値に現われるBiが、鋼に溶けたものか、分散したものは不明であるが、いずれにしてもこの少量のBiが割れ抵抗に影響することが認められる。従つて分析値に対する割れ抵抗の低下は、他の元素に比して著しく急である。この元素は鋼中に存在することは稀と思われるが、上述の点で注目すべきである。

## V. Pb の 影 響

A型試験の結果、Pbの添加(計算値)によつては割れ抵抗は殆んど影響を受けない。Pbは熔鉄にも固体鉄にも溶解度を有せず、分析値は常に0となつた。従つて仮にPbを少し鋼に合金させた場合の、Pbの割れ抵抗に及ぼす影響は不明である。しかし實際上Pbは鋼中に存在しても少量で、それも容易に酸化して消失してしまうので問題とする必要はないであろう。

## VI. O の 影 響

Oの影響を見るために特にOを添加することは行わなかつた。その代り、既報の通りSiやAlによる脱酸の影響を実験し、Si添加前の未だ砂型試験で鎮静でない鋼から、SiとAlで充分脱酸した鋼迄の各種段階における割れ抵抗の変化をしらべた。又一方、Alで脱酸した鋼と、Siのみで脱酸した鋼とが、C, Mn, Sn, As, Sb, などによつて如何に異つた影響を受けるかをも実験した。

それらの結果をまとめれば、Oは割れ抵抗に対して直接には殆んど影響を与えないが、Sの高い鋼に於いてはOがTi, Al, Siなどを消耗させるため間接にSの害を多くし、従つて有害な影響を与えることが認められる。これは文献<sup>3)4)</sup>とも一致する。

## VII. H の 影 響

Hの添加法としては、スプーン中の熔鋼に湿らせた石棉を5~10秒間漬して水蒸気で鋼を攪拌した。この熔鋼は砂型試験を行うと内部に気泡を生じて膨れるので水蒸

気の影響を受けたことが明らかである。その分析は行っていないが、従来の研究から、この状態はかなり H を含む状態と見なしてよい。

S の低い鋼と高い鋼、Al で脱酸しないものとしたものの各々についてこの様な H の影響を A 型試験で実験したが、一定の影響は認められない。即ち H の影響は少ない。

### VIII. N の影響

N の添加法としてスプーン中の熔鋼に N<sub>2</sub> ボンベから N<sub>2</sub> を石英管を通じて約 5 秒間吹込んだ。N の分析は行っていないので実験としては不完全であるが、この様にして N を添加したものと、普通の鋼とを A 型試験により比較し N の割れ抵抗に及ぼす影響を求めた。その結果、N 吹込の影響は少しも認められない。又空気を吹込んだ結果も同様である。

N は Al や Ti を奪う元素であるから、高 S 鋼で Al や Ti を含む鋼に対しては間接に S の害を増し有害となると考えられる。しかしこの点については実験を行わなかった。

### 文 献

- 1) 沖進, 鉄と鋼, **40**, 6 (1954), 599.
- 2) 沖進, 鉄と鋼, **40**, 10 (1954), 979.
- 3) W. J. Phillips, Foundry, **67**, July, (1940) 27, 87.
- 4) J. M. Middleton, H. T. Protheroe, J. Iron. Steel Inst., **168**, 4, (1951), 384.

## (51) 高 C-低 Cr-低 W 鋼の低温熱浴焼入

Hot-Bath Quenching at Low Temperature Range of High C—Low Cr—Low W Steel.

*Itsuro Tatsukawa*

熊本大学工学部 立川逸郎

### I. 緒 言

鋼のマルテンサイト変態域における熱浴焼入に関する従来の研究は、主として恒温変態の機構や、オーステナイトの安定化を個々に扱ったものが多く、又その応用も焼歪、焼割の防止法に限られている。よつて本研究では、マルテンサイト変態域における熱浴焼入を恒温変態の利用という観点から検討するため、S K S 2 に相当する

高 C-低 Cr-低 W 鋼について、F ベイナイト変態域の低温部ならびにマルテンサイト変態域における恒温変態、および種々の熱浴焼入後の組織成分とその焼戻性を、恒温熱膨脹曲線、硬度、顕微鏡組織ならびに焼戻の示差熱膨脹曲線と磁気分析曲線によつて調べた。

### II. 試料並に実験方法

試料の主な化学組成は C 1.0%, Cr 1.0%, W 1.4% で、その変態点は Ac<sub>1</sub> 755°C~780°C, Ar<sub>1</sub> 715°C~693°C である。

恒温熱膨脹は、4.5φ×60mm の試料をダイヤルゲージ型の全熱膨脹計にとりつけて、焼入加熱後そのまま恒温浴に浸漬し、熱収縮が終つた時又は Ar<sub>1</sub> 変態の膨脹が始つた時を時間の原点として測つた。焼戻の熱膨脹測定ならびに磁気分析(本多式磁気分析装置による)には 4.5φ×70mm の試料を用い、得られた曲線によつて、主として焼入マルテンサイトの量、残留オーステナイトの量とその分解の様相、および炭化物の析出などを調べた。焼戻硬度の測定には 6φ×15mm の試験を用い、各焼戻温度で 30 mn 加熱後空中放冷した。

### III. 実験結果ならびに考察

(1) 油焼入における焼入温度の影響: 熱浴焼入の実験に先だつて、800°C, 850°C および 900°C から油焼入して、焼入温度の組織成分への影響を調べた。その結果、焼入温度が高くなると、炭化物がオーステナイトに固溶するために、焼入マルテンサイトと残留オーステナイトは増加し、下ベイナイトは減少する。また、マルテンサイトの組織は粗大化し、焼入硬度は低くなる。よつて以後の実験におけるオーステナイト化はすべて 850°C で行つた。

(2) 恒温熱膨脹曲線: 結果を Fig. 1 に示す。浴温が 170°C 以上は下ベイナイト変態域で、膨脹はいづれも 1.5 h 前後で開始し、205°C および 180°C では夫々

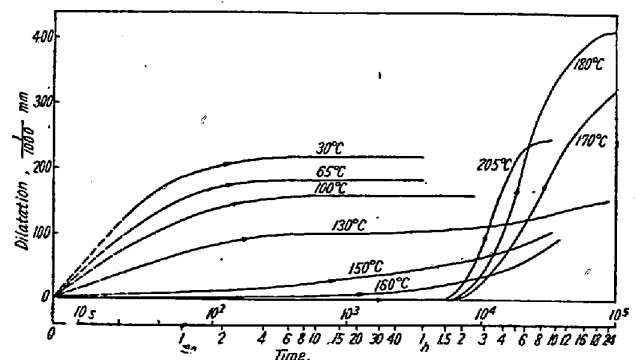


Fig. 1. Isothermal dilatation curves.