

に示す。元のティンリッジと直角方向に新たにティンリッジが発生しているが、元のティンリッジも認められ、何れのティンリッジの頂上にもグリースマークが存在している。

次に油巻上部を上と同様に油中にて再熔融した後引上げると引上げた方向にリッジを発生した。

これらの結果から少くとも油中において既に存在している熔融錫層の凹凸に關係なくティンリッジおよびグリースマークが発生し得ることは明らかである。

4) ティンリッジの間の油膜厚み

油槽から引上げられた直後のブリキのティンリッジの間の摩擦係数を繰返し測定し⁹⁾、既知油膜厚みのブリキのそれと比較することにより、この部分の油膜厚みを推定した所、単分子膜と推定された。

パーム油は極性物質であるので、水面上の脂肪酸の如く熔融錫面上に定位配列を取つて拡がり、単分子膜を形成し、余剰の油はレンズとなつて集まる傾向がある。ブリキが油面から上る時、或る程度の厚みを持つた油を附着した儘上昇するが、その油層は油の重力によつて降下するので、ブリキが上昇するに従い薄くなる。この時油層内部に速度差が有るため負圧を生じ、水平方向に週期的に油層の厚い所と薄い所ができると考えられる。薄い部分が更に上昇すると遂に油層は切れて熔融錫面上に単分子膜を残し、余剰の油は表面張力によりその境界において、熔融錫の凸部を形成しつつ集つて油滴を形成するのであろう。滴が大きい場合には重力によつて落下するが小さければ錫面上に残りグリースソーサーとなる。

結局、熔融錫面上に油滴が形成される過程において錫の凸部が生じ、それがティンリッジになると考えられるからグリースマークがティンリッジの頂上に存在するのは当然であらう。

III. 総括

ホットディップブリキ表面に現われるティンリッジおよびグリースマークの発生に關し種々な実験を行つた結果次の結論を得た。

1) ブリキがメッキ機の上ロールを離れパーム油面に達するまでは錫被覆表面は平滑であり、ティンリッジは存在していない。

2) ティンリッジが形成されるのはブリキがパーム油面を離れる時或いはそれ以後においてであり、油が大きな役割を演じている。

3) ティンリッジの間の谷の部分にはパーム油の単分子膜が形成されている。

以上の結果からティンリッジおよびグリースマークの発生機構に対し考察を行つた。

文 献

- 1) B. Chalmers and W.E. Hoare: J. Iron and Steel Inst., 1941, 144, 127
- 2) B. Chalmers: Trans. Faraday Soc., 1937, 33, 1167
- 3) 佐伯, 藤井, 出井: 未発表

(6) オーステナイト結晶粒度の現出に關する研究

(Study on the Appearance of Austenite Grain Size)

Ryo Kadowaki, et alius

大同製鋼K.K.研究部 工博 浅田千秋
○門 脇 亮

I. 緒言

オーステナイト結晶粒度の現出方法は、学振で制定された滲炭法、1端焼入法および2回焼入法の3方法があるが、これは何れも925°Cに加熱した場合におけるオーステナイト結晶粒度の現出であつて、この方法による場合は実際の熱処理による場合とは異つた粒度が現出することが当然である。勿論、925°Cにおける Inherent grain size を現出することは必要な事であるが、実際の熱処理に當つては、Inherent grain size と異つた粒度を示す Practical grain size を現出することも必要であると考えられる。アメリカでは Practical grain size を現出する方法として、Vilella と Bain の研究があり既に S.A.E. および A.S.T.M などの規格にも採用されている。この方法は鋼材を所定の温度で焼入したもののについて、200°C~250°C の低温で焼戻を行い、 α マルテンサイトを β マルテンサイトにしたのち、特殊な腐蝕液で腐蝕して、オーステナイト結晶粒の方位の差を観察して測定する方法である。

筆者等がここに述べようとする方法は、上述の場合と同じく焼入焼戻を行つて測定する方法であるが Vilella and Bain 法が低温焼戻であるのに反し、筆者等は 550°C の高温焼戻を行つて、Vilella and Bain 法と異つた腐蝕法を用いた。これは鋼材が 550°C 附近で高温焼戻脆性を示しており、この原因が粒界現象であることに着目したもので以下この方法について述べようとするものである。

Table 1. Chemical composition

Steel	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo
SH 85 B	0.21	0.34	0.81	0.020	0.004	0.20	0.11	1.08	0.07
SCr 90	0.42	0.28	0.68	0.024	0.023	0.35	0.12	1.12	
SAE 8647	0.48	0.33	0.89	0.015	0.018	0.22	0.51	0.49	0.20
Si-Mn-Cr Steel	0.38	0.90	0.99	0.015	0.016	0.24	0.13	1.03	

II. 試料及び実験方法

Table 1 に示す如く試料は, SH 85 B, SCr 90, SAE 8647, および Si-Mn-Cr 鋼の 4 種を選び, 各試料について所定の温度で焼入したのち, Bain 法を検討するために, 250°C における保持時間を変えて焼戻を行い, また焼戻脆性を示す 550°C においては保持時間の影響と冷却条件について実験した. なお, 粒度現出の顕微鏡的方法として (i) 電解研磨と腐蝕方法についての検討, (ii) 明視野照明法と暗視野照明法による観察を行った後, 学振法による滲炭粒度との比較および Jernkontoret 法による破面粒度との比較を行った.

III. 実験結果

(1) 結晶粒度の現出法

焼戻 250°C の場合は保持時間の影響は余り無く, 何れの場合も結晶粒は明瞭に現われた.

550°C の場合は, O.T. (急冷) したものより F.C. (徐冷) したものが粒度は明瞭に現われた. 保持時間の影響は, 20min の保持では明瞭に現われないが, 1h 以上になると明瞭に現われる. なお, 1h, 2h, 5h, 10h の差異は特に無い.

650°C で O.T. した後, 550°C の炉に入れて徐冷したものは, 550°C のみで徐冷したものより結晶は現われ易いが保持時間による差異は特に無い. (Fig 1 参照)

250°C 焼戻の場合と, 550°C 焼戻の場合の特長を述べると, 前者の場合は, Fig. 2 に示す如く, オーステナイト結晶粒の方位が濃淡によつて現わされ, 後者の場合は結晶粒界を明瞭に現わす. 特に 550°C の場合は暗視野照明において白く光つた連鎖状の line が明瞭に現われる. (Fig. 3 参照)

これ等組織の現出には, 試料表面の Beilby 層を排除することが必要であり, そのためには, Vilella and Bain 法による研磨-腐蝕を数回繰返すことも一つの手段であるが, この方法は操作が面倒であるために電解研磨を施して Beilby 層を排除した後, 次に示す (A) (B) 2 種類の腐蝕液を用いて腐蝕を行った.

(A) 第 1 液: ピクリン酸 1g, 塩酸 5cc をエチルアルコール 95cc に溶解したもの.

第 2 液: 塩化第 2 鉄 5% 水溶液

(B) 塩化第 2 鉄 1g, 塩酸 1.5cc をエチルアルコール 100cc に溶解したもの.

(A) 液は Vilella and Bain 試薬であり (B) 液は, 筆者等がオーステナイト結晶粒度現出用として調製した

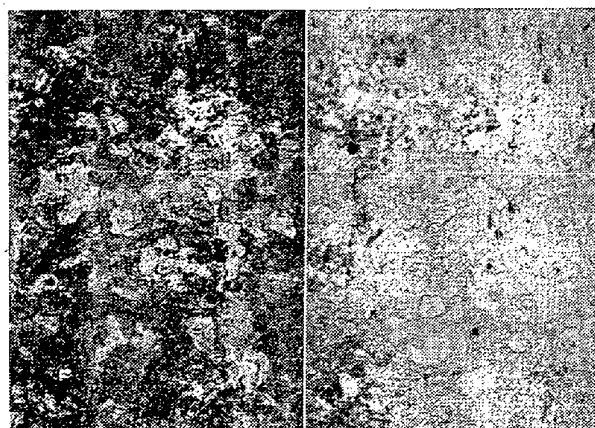


Fig. 1. Microstructures of temper-brittle specimens.

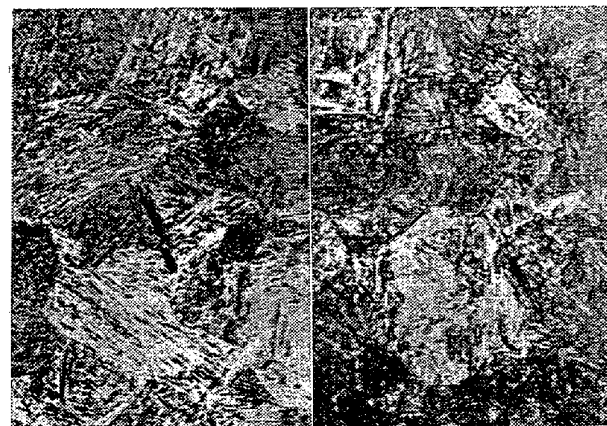
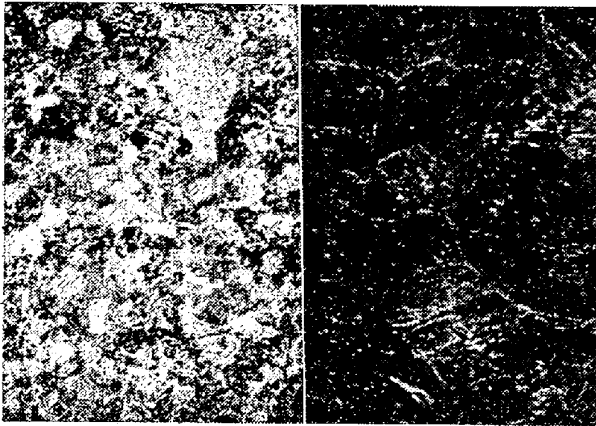


Fig. 2. Microstructures showing difference of grain boundary of specimens tempered at low and high temperature.



Bright field $\times 100(2/3)$ Dark field $\times 500(2/3)$

Fig. 3. Microstructures of temper brittle specimens shown by bright field and dark field illuminations.

(Si-Mn-Cr steel, $870^{\circ}\text{C} \times 1\text{h}$ O.Q. $550^{\circ}\text{C} \times 1\text{h}$ F.C.)

ものである。(A)(B) 2液を比較すると(A)液は腐蝕時間が短くて腐蝕の調節が難しいのに反し、(B)液の腐蝕時間は長くて調節が容易であるため、 550°C における粒界の現出には好都合である。

(2) 滲炭法との比較

4鋼種について学振法による滲炭粒度と比較すべく、滲炭試料と同時に同一の炉へ挿入し、 $925^{\circ}\text{C} \times 6\text{h}$ 保持して油中に焼入した後 $250^{\circ}\text{C} \times 1\text{h}$ O.T. および $550^{\circ}\text{C} \times 2\text{h}$ F.C. を行つて滲炭粒度と比較したが特別の差異を認めなかつた。

(3) 破面粒度と熱処理粒度の比較

焼入後、 100°C より $50^{\circ}\text{C} \sim 100^{\circ}\text{C}$ 間隔に 650°C まで焼戻したのものについて破面粒度(Jernkontoret法による)と熱処理粒度を比較した。熱処理粒度の場合は焼入のまま、 100°C 焼戻の状態における粒度は明瞭に現われなかつたが、全体から見て破面粒度とはほぼ一致した。

IV. 結 論

オーステナイト結晶粒度現出の試料として、SH 85B, SCr 90, SAE 8647, および Si-Mn-Cr 鋼の4種を選び焼入後 250°C と 550°C の焼戻について保持時間と冷却条件を種々変えて検討した結果をまとめると次の通りである。

(イ) 250°C 焼戻の場合は結晶粒方位の濃淡により、また 550°C 焼戻の場合は、粒界現出により粒度を判定する方法であるが、 550°C 焼戻の方が粒度現出は容易である。

(ロ) 粒度の現出には腐蝕前の研磨を重視しなければ

ならない。これには普通の機械的研磨では Beilby 層が完全に除去されないので、電解研磨を行う必要がある。

(ハ) 腐蝕液は Vilella and Bain 試薬の外に、筆者等が調製した塩化第2鉄、塩酸アルコール溶液を用いて腐蝕を行つたが、腐蝕の調節が容易である点で後者の方が優れていると思われる。

(ニ) 550°C 焼戻の場合は明視野照明法と暗視野照明法を併用して粒度を明瞭ならしめた。

(ホ) 滲炭粒度と熱処理粒度、および破面粒度と熱処理粒度を比較して粒度の一致していることを確認した。

(7) 鋼の低温脆性破壊の組織学的研究 (I)

Metallographic Study on the Brittle Rupture of a Steel at Low Temperature (I)

Nariyasu Kodu, et alius

北海道大学工学部 ○幸田成康
立花宏

C 0.32% の普通鋼につき約 $-30^{\circ} \sim +20^{\circ}\text{C}$ の各温度で Charpy 試験(U notch)を行い破断部の組織変化を調べた。本試料においては 20°C で60%、 -2°C で80%、 -9.5°C で90%、 -19°C で100%の脆性破面を示した。

(1) Crack——主として破断部近傍の結晶粒内に存在する crack につき観察した。crack には粒内を連続して進行するものと不連続的に進行するもの(discontinuous crack)とがある。転移温度附近の試料には不連続的にかつ段階的に進行する crack が多く見られた。crack の面は etching pit と比較或いは Neumann band の方位をもとにステレオ解析した結果、{100}面に間違いないことを再確認した。

(2) Neumann band (双晶)——完全に brittle な試料(例えば -19°C)においては必ず Neumann band が観察された。より高い温度の一部 brittle な試料ではこれが観察されなかつたことから考えて、Neumann band 形成は低温脆性破壊の組織的な証拠と見做されようである。なお Neumann band と crack の間には因果関係はないようである。

(3) 微小硬度——破断部附近の硬度分布をしらべたところ、結晶粒にはつきり flow が認められない場合でも硬度の上昇が見られ、従つてこれから破断近傍の塑性変形の程度を想像することができた。完全な brittle fracture を示した試料では、notch 底部の小部分と