

が 2% を示す温度 ($Tr\phi_2$) と試料採取位置との関係を図示すると Fig. 3 のようになる。すなわち $Tr\phi_2$ は試料(B)は試料(A)に較べて試料位置全域で低温を示している。

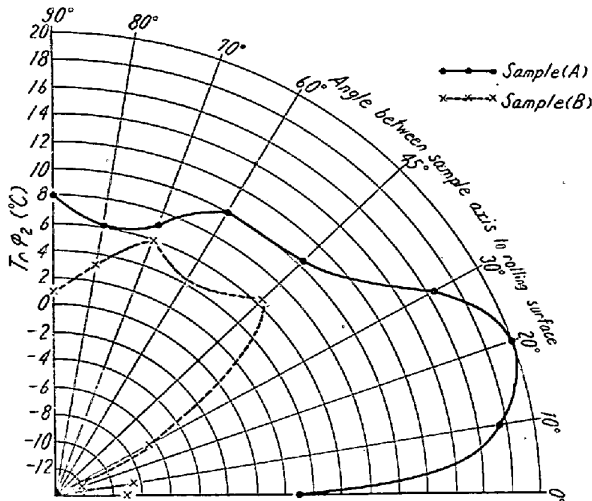


Fig. 3. Relationship between $Tr\phi_2$ to sample axis.

III. 考 察

熱処理による脆性転移点の下降に関してはFrazier²⁾等がセミ・キルド鋼に関し、また軟鋼に関してはAllen⁴⁾等の実験がある。Frazier²⁾は延性を有するようになる原因はフェライト結晶粒度の変化によるとしている。しかし組織そのものが変つている場合にはこれのみの原因とは考えられない。Fig. 1 に示すごとくパーライト帯の消失によつて試料の延性は回復している。この事実はパーライト帯が一つの脆化原因になることを示すものでZendnik⁵⁾等によつても、この事実は認められている。

Fig. 2 に示すごとく低温になる程、パーライト帯の脆化に寄与する因子は大きいようで、このことは亀裂伝播に多大のエネルギーを必要とする高温より、亀裂発生に大部分のエネルギーを消費する低温にパーライト帯の影響の大きいことを意味している。Zendnik⁵⁾らは共析鋼中での亀裂伝播はパーライト中の層状炭化物に添つて進行していると述べているが、Allen⁴⁾らは軟鋼中では炭化物域を横切つて亀裂の伝播がおこなわれることを見出して、軟鋼と共析鋼では差のあることを示している。今回の実験によつても亀裂伝播が支配的因子である高温では試料(A)、試料(B)の間にあまり差が出ていない点から考えて、パーライト帯が伝播促進の因子になるとは考えられない。

一方 Fig. 2 ならびに Fig. 3 の $Tr\phi_2$ より認められるごとく試料(A)、試料(B)の間に低温ではかなりの差

が存在する。このことは亀裂発生にはパーライト帯がかなり寄与しているものと考えられ、パーライト帯尖端の応力集中により亀裂が発生するものと思われる。

また方向による差は試料(A)よりも試料(B)の方が大で、渡辺氏⁶⁾らの引張試験による異方性が熱処理によつて変わらない実験とよく一致し、パーライト帯の消失により非金属介在物の影響が大となつた試料(B)の方が顕著な異方性を示している。

IV. 結 論

- 1) パーライト帯は亀裂発生に影響する。
- 2) パーライト帯は亀裂伝播には影響がない。
- 3) 異方性を支配する因子は非金属介在物の分布形態による。

文 献

- 1) Troiano A. R. & Klingler L. J.: Weld. Journal (1954) May 209~217
- 2) Compbell J. E., Fraizer R. H. & McIntire H.O.; Weld. Journal (1952) Feb. 78~90
- 3) Fraizer R.H., Boulger F.W. & Lorig C.H.; Journal of Metals (1955) Feb 323~329
- 4) Allen N. P., Ress W. P., Hopkins B.E. and Tipler H. R.; Journal of the Iron & Steel Inst. (1953), June 108~120
- 5) Zendnik V., Kaderäver Z; Hutnické Listy 195 Vol. 6 211~219
- 6) 渡辺, 出口, 蒲地, 浜名; 熔接学会誌, 25巻3号 147

(77) 鋼の α 界域における結晶粒度の現出について

On the Method for Revealing the α Grain Size in Steel)

R. Kadowaki, et alius.

大同製鋼 工博 浅田千秋
O門 脇 亮

I. 緒 言

鋼の α 界域における結晶粒度の現出法は、A.S.T.M. で制定されている 0.20% 以下の低炭素鋼において 5% Nital 腐蝕で現出する方法があるが、高炭素鋼における現出法は未だ発表されていない。筆者らはさきに r の結晶粒度の現出法¹⁾について研究し、これを実用化したその後この方法を α 界域における結晶粒度の現出法につ

Table 1. Chemical composition of specimen

Steel	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr
S25C	0.23	0.24	0.46	0.017	0.016	0.22	0.07	0.07
S30C	0.34	0.22	0.68	0.023	0.023	0.24	0.10	0.11
S55C	0.56	0.28	0.71	0.029	0.019	0.24	0.10	0.11
SK 5	0.89	0.56	0.50	0.018	0.022	0.22	0.07	0.08
SK 3	1.05	0.43	0.45	0.016	0.019	0.22	0.09	0.09
SK 2	1.12	0.57	0.57	0.017	0.022	0.023	0.09	0.09
SUJ 2	1.02	0.25	0.41	0.008	0.010	0.03	0.04	1.40

いて試みた結果、低炭素鋼はもちろん、従来困難視されていた軸受鋼の球状化組織における結晶粒も容易に現出されることを知った。

本研究は以上述べたごとく鋼の α 界域における結晶粒度の現出法ならびにC量 0.25%~1.12% の炭素鋼について、各温度における冷却速度の影響および α 結晶粒度と γ 結晶粒度の関係等について実験した結果を報告する。

II. 試料および実験方法

実験に用いた試料は Table 1 に示したごとく C 量 0.25%~1.12% 炭素鋼 6 種と軸受鋼 1 種であり、試料の形状は $10 \times 10 \times 10 \text{ mm}^3$ に一定した。

実験の内容を大別すると、(1) α 結晶粒の現出法に関する実験、および(2)炭素鋼の冷却速度による結晶粒度の変化、の二つであり、(1)は電解研磨と腐蝕法について検討し、(2)はC量 0.25%~1.12% 炭素鋼 6 種について、850°C、900°C および 1000°C の各温度について、冷却速度(0.8°C/mn、1.7°C/mnおよび 420°C/mn)の α 結晶粒におよぼす影響と、同温度における γ 結晶粒との比較等について実験した。

III. 実験結果

(1) α 結晶粒の現出法

さきに γ 結晶粒の現出法として試料表面の Beilby 層を電解研磨によつて排除することを述べたが、 α 結晶粒の現出にもこの方法を適用した。すなわち、電解液は過塩素酸(185cc)+醋酸(765cc)+水(50cc)を用いて適正な電圧と電流密度の関係を求めた結果、電圧は 28V、電流密度は 2.5 A/cm^2 が最適であることを認めた。なお試料面を完全に電解研磨した後、同電圧、同電流密度で 3sec~5sec 電解すると、試料面は軽く腐蝕されて組織が現われ、 α の boundary がかすかに現出してくる。この状態を(塩化第2鉄 1g+塩酸 1.5cc+エチルアルコール 100cc)溶液で腐蝕すると、結晶の方位による濃淡と boundary が明瞭に現出される。Photo. 1 は 0.25% C 鋼を 1000°C×30mn F. C. (冷却速度 0.8°C/mn) したもの、Photo. 2 は 1.12% C 鋼を 1000°C×30mn



Photo. 1. Microstructure of specimen shown α grain boundary of 0.25% C steel $\times 1000$ (2/3)
Heat treatment: 1000°C×30mn F.C.
(cooling rate: 0.8°C/mn)

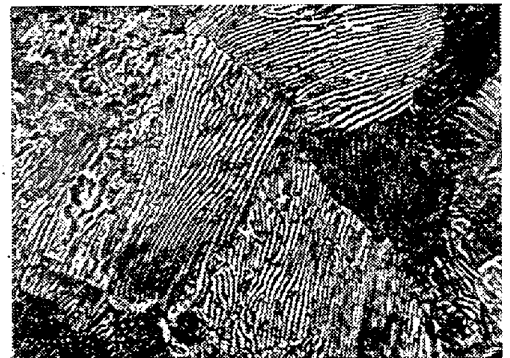


Photo. 2. Microstructure of specimen shown α grain boundary of 1.12% C steel $\times 1000$ (2/3)
Heat treatment: same as photo. 1

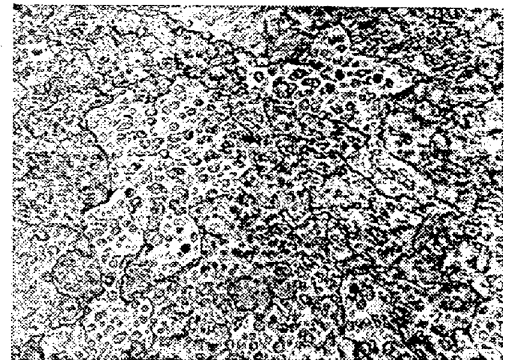


Photo. 3. Spheroidal microstructure of specimen shown α grain boundary of ball bearing steel. $\times 1000$ (2/3)

F.C. (冷却速度 0.8°C/mn) したもの、および Photo

3は軸受鋼の球状化焼鈍したものについて、各々 α 界域における結晶粒を現出したものである。

(2) 炭素鋼の冷却速度による α 結晶粒の変化

上述の炭素鋼6種について、850°C、900°C、および1000°Cの各温度における変態点通過冷却速度を0.8°C/mn(F.C.)、1.7°C/mn(F.C.)、および420°C/mn(A.C.)の3通りとして、これら冷却速度による α 結晶粒の変化を検討した。なお、同温度で水冷をおこなった後、550°Cで焼戻をおこない γ 結晶粒を現出して α 結晶粒とその粒度を比較した。結果を要約するとつぎのごとくである。

(i) 各温度における冷却速度、0.8°C/mn、1.7°C/mn および 420°C/mn における α 結晶粒度は 0.8°C/mn において最大であり、420°C/mn において最小の傾向にある。

(ii) α の結晶粒度と γ の結晶粒度の相関を求めたが冷却速度の小なるものすなわち 0.8°C/mn においては両者の粒度はほぼ一致した傾向にあり、冷却速度大なるものすなわち 420°C/mn においては両者の差が大きく現われている。

IV. 結 言

従来、低炭素鋼における α の結晶粒度を現出することは容易であつたが、炭素量が増した場合の現出は決して容易ではなかつた。とくに軸受鋼における球状化焼鈍後の結晶粒度の現出は困難とされてきたが、上述の実験により明瞭に現出されることがわかつた。本研究は α 結晶粒の現出法に重点をおいたものであり、この方法を用いておこなう種々の物理冶金的研究は今後に俟つものである。

文 献

1) 浅田, 門脇: 鉄と鋼, 42 (1956) No. 6

(78) ガスエッチングによるオーステナイト粒度の決定法

Determination of the Grain-Size of Austenite by Gas Etching

M. Someno, et alii

東京工業大学

河上益夫・〇染野 檀・松村治夫

I. 緒 言

オーステナイト結晶粒度の決定法は従来主に滲炭法によつている。この方法は 925°C に加熱した場合における粒度現出法であり、実際の熱処理温度における粒度と

異なる値を示す恐れがある。熱処理の場合にはサーマルニッチング、酸化法、一端焼入法、焼入焼戻法、銅拡散法などが適用されるがそれぞれに一長一短がある。

著者らは前報(昭和30年春季講演)においてステンレスの光輝加熱法として HCl ガスを利用する方法について報告したが、この際 HCl ガスがステンレスの結晶粒界を著しくエッチすることを認めた。本報告ではかかるガスエッチングによるオーステナイト粒度の決定法を二、三の材料に適用した結果について報告したい。

II. 光輝加熱とガスエッチング

実験装置はつぎのごとくである。

Fig. 1 (省略, 会場で掲示) は雰囲気調製装置ならびにガスエッチング炉の略図である。中性ガスとしてはボンベ入りの H₂ または N₂ を用いる。まず中性ガス中で試料を光輝焼鈍し、ついでこれに HCl ガスを混合送入してエッチングをおこなわせるのである。光輝焼鈍の際に、中性ガス中に不純分として O₂ または H₂O が混在すれば酸化または脱炭のごとき副作用を起こす恐れがある。処理材料によつてはかかる副作用を避ける必要があるから、その場合はこれらの不純分をあらかじめ注意して除いておく。それには H₂ または N₂ を高温の銅触媒に通じて酸化銅または水蒸気に変じ乾燥剤を経て乾燥雰囲気を作り、これを焼鈍炉に送つて光輝焼鈍をおこなう。ガスエッチングを行う場合はこの雰囲気を HCl 溜に通じて HCl を含ませ、焼鈍炉に送つておこなわせる。

III. 真空加熱とガスエッチング

Fig. 2 (省略, 会場で掲示) はこの実験に用いた装置である。装置の主要部分は透明石英ガラス製である。鋼材試料Aはあらかじめ試料溜Bに入れておく。試料の移動は鉄片頭の着いている押出棒Cを用い、外部からマグネットを用いて作動させ試料を反応管Dの一端Eに押し出す。これを同じく押出棒Fで反応管Dに押し込む。反応管は透明石英管でその中央部は電気炉G内に保たれる。反応終了後はふたたび押出棒Fで反応管の他端Hに押し出せば自然に水銀溜に落下し冷却される。Kは試料の取出口である。

なおこの装置はMにおいて真空ポンプに、またNにおいて Fig. 1 のガス調製装置に連絡する。

この装置を用いれば真空加熱が容易である。真空加熱後にガスエッチングをおこなうには予めガス溜Pにエッチング用ガスを貯えコックによつて導入するか、または Fig. 2 の装置によつて調製されたガスを導入口Nを経て導入すればよい。ガスとして空気または酸素を用いれ