写真 17 No. 13 ×80

写真 18 No. 14 ×90

sec 以下に保つようにしなければならない。冷却速度を大体 $5^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 以下になると写真の示す如く粒状黒鉛の析出も適当のようである。

また $8^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 以上になると大体白鉄となる事が明らかとなつた。

つぎに $6^{\circ}\text{C}/\text{sec}$ 以下の冷却速度を熔接の場合に得る為には、被熔接物の大小、熔接条件等により相当異つて来るが $15 \times 25 \times 150\text{mm}$ 板上に長さ方向に Bead を置く場合ガス熔接では約 300°C 、電弧熔接では $500^{\circ}\text{C} \sim 650^{\circ}\text{C}$ に

予熱して、石棉上で空冷するような条件が必要であることがわかり、実験においても大体それと一致した。

結 言

本実験においては粒状黒鉛鋳鉄のガス熔接を主にし、あわせて再熔解および鋳造実験を行つた。ガス熔接においては強靱鋳鉄の特色を生かすため熔着金屬も同じ粒状黒鉛組織とするように努め大体その目的は達せられたと思う。

さらに他の多くの熔接棒により鋳鉄のガス熔接を行い比較を行つた。

また再熔解および鋳造実験により、この種鋳鉄の黒鉛粒の消失の程度および白鉄化傾向をしらべ、熔接時の粒状黒鉛の生成と白鉄化に対する冷却速度の大略を知り得た。

最後に本実験に際し終始御指導下さつた阪大熔接教室教官各位に対し厚く御礼申し上げると共に、実験につき材料の一都を御提供下さつた関係各位に対し併せて御礼申し上げます。

軟鋼熔接部の活性化エネルギーについて (第2報)*

應 和 俊 雄** 雛 本 節 夫**

On the Activation Energy of the Weld Metal (Report II)*

By T. Owa,** S. Hinamoto**

Abstract

In the preceding papers one of the authors stated that nitrogen in the weld metal would have a noticeable effect of disturbing the systems of weld metals and that the cooling speed had little effect on the activation energy for stressrelief in the case of hand-welding. This time the authors used the unionmelt weld metals as the specimens observing the activation energies to prevent the personal errors in welding from influencing the state of weld metals, and to keep the welding conditions constant.

As a result of testing they reached the following conclusions:

- 1) Mn has little effect on the activation energies for stress-relief.
- 2) C, Si and P etc., have great influences, i.e., they increase the activation energies of weld metals and tend to greatly disturb the ferrite structure system in weld metals.

緒 言

第1報においては、種々の熔接棒についてその活性化エネルギーを求めたのであるが、複雑な事象を極めて簡単に述べたに過ぎないので、実際その測定に当つては、更に進んだ考察を要するに思われる。すなわち次に述べる如き注意を払わねばならない。

A. 時効硬化および軟化について

第1報に見られる如く、活性化エネルギーを求めるに当つては、硬度対焼戻温度曲線にて出現する硬度極大より高

* 原稿受付 昭和27年2月

(昭和27年度熔接学会春季学術講演会において発表)

** 正員, 神戸製鋼所 Member, Kobe Steel Works Co. Ltd.

温度側の曲線により計算を進めた。この理由としては試料作成は各熔接棒の最も適当な熔接条件で作成したので、熔接条件の相異より由来する内部応力もおのおの異なっているの、時効硬化の方は用いられなかった。従つてこの場合の活性化エネルギーは、歪緩和に対するものであり、時効硬化に対するものとは一応区別されるべきである。

B. Rate Process Theory の本質について

Rate Process Theory は元来、単一な現象についてのみに適用できるものである。たとえば、空間格子に関するものとしては、析出、同素変態、規則-不規則変態、格子欠陥の堆積等の個々の現象に対しては適用できる。しかしながら熔接部について考えれば、急冷による歪と過飽和溶質例えば窒素等の析出による歪の少くともこの両者が考えられるので、活性化エネルギーはこの両者の混在より結果するものであり、本来は、両者を分離して別々に考察せねばならぬものである。しかしながらこの分離は恐らく不可能であり、平均の値としての活性化エネルギーの値が求まる訳であり、この値が果して有意義か否かは問題であるが、單に熔接部の良否を検査する一方便としては別に支障はないものと思う。

C. 熔接部組成との関係について

第1報の実験においてはおのおの熔接条件は異なっている関係上熔着金属とその組成との関係を直接求める事はできない。できるとしてもそれは非常に大きな因子となるものについての大体の傾向が察知せられるのみであり、之も熔接条件に大いに左右されるから、熔接を一樣に一定条件で行つてその組成との関係性を論ずべきである。

D. 熔接条件を一定にした場合について

熔接条件を一定にして組成の異なる試料を作成すれば、活性化エネルギーとの関係を論じてその意義が見出される。すなわち空間格子中の非鉄原子は、与える歪の大きさも異なり又歪緩和の現象にも相異があるからであり、非金属介在物が存在するとすれば、Short Circuit Effect 等に

関係し、硬度曲線も異つて来る。

今、平均の歪としては同一であるが、Fig. 1 のように小さい歪が一樣に分布する場合と、Fig. 2 のように非金属介在物等による大きな歪が孤立している時とを考えて見ると転位線の運動の様子が異つて来る。Fig. 1 で a の如き転位線は歪の個所で進行を阻止されて発展しているが、そのエネルギーは長さに比例するので不安定であり、a の状態では存在しない、b の如く小さな歪は克服して直線状に発達する。すなわち転位線の運動には余り大きな影響を与えない。Fig. 2 の方では転位線の運動は比較的大きな孤立した歪により阻止され、運動は困難となるので、原子的な迂りが生じ難い。すなわち硬度としては高い値になる。また停滞せる転位線の存在により、格子中を拡散する気体原子例えば水素等は、この転位線に沿つて進み、非金属介在物の周辺に気泡を生じたり、あるいは粒界に至り、以後は拡散の容易な粒界のみを進行するという Short Circuit Effect を生ずる。

いずれにしても歪の存在状態が問題になる。

E. Isothermal Method と Tempering Method について

活性化エネルギーを求める方法としては、Isothermal Method (I) と Tempering Method (II) が考えられる。I は処理温度を一定にして、時間の函数として硬度を求め、それによつてその温度における Rate Constant, k を求め、 $\ln k$ 対 $1/T$ 曲線の勾配から活性化エネルギーを求める。II は一定時間次第に高温で焼戻しを行い、温度対硬度曲線を求めるものであり、この方法は I に比して簡便ではあるが、概略の値を求むるに止まり、精確には I を採用すべきである。第1報では II を採用したが、熔接部の硬度は位置によつてバラツキが大きいので精確に求める事は困難であり、概略値を以て満足せざるを得ないからである。尤も I の方法によればより確かである事は言を俟たないであらう。

F. 活性化エネルギーを求める手段について

活性化エネルギーは、その硬度によつてのみならず、他の、歪と関連のある物理的性質たとえば電気伝導度、抗磁力等に依つても求められる。硬度としては比較的測定位置は限定されて居るので、局所的な活性化エネルギーの値を求める傾向があるが、寧ろ電気伝導度等の測定による方が全体的となつて好結果を得られる事と思はれる。

結 言

以上の如き見地から活性化エネルギーを論じたのであるが、時効硬化現象の方も大きな意義を有する事であるので、單に歪緩和過程のみならず、この方についても研究する予定である。熔接部は複雑な現象であるから、早急に美麗な結果を得る事は望むべくもないが、次報以下に於ては、更に詳細に組成の関連性を調べたいと思つてゐる。なほ種々御指導を賜る件工場長、永井次長に感謝致します。

Fig. 1

Fig. 2

Fig. 1 Uniform distribution of small strains

S: small strain

a, b: dislocation line

Fig. 2 Distribution of isolated large strain

S: large strain

C: dislocation line

G: grain boundary