

Fig. 3. The comparison of the abnormal specific heat between the vacuum melting pig iron and the raw pig iron.

場において示す)

V. 結 論

原料鉄としての木炭鉄にはつぎの相異点がみられた。すなわち、ガス放出に関しては、1,150~1,200°Cにおいて他の鉄より多量の放出が認められた。真空溶解では異常比熱の一定変化はみられなかつたが組織はこまかく球状黒鉛が多く析出し、強靱組織を示した。高炉鉄の場合、真空溶解の時、比熱も多くなり、球状黒鉛の強靱組織となり、木炭鉄の代用となるような傾向を示した。電気鉄は真空溶解しても異常比熱の変化もなく、また組織の変化も認められなかつた。

熱膨張の測定では、黒鉛の発生の難易とその温度との関係がえられた。(文献省略)

(36) ユニオンメルト溶接における低炭素鋼薄板の溶接性について
On the Weldability of the Low Carbon Steel Sheets in the Unionmelt Welding Process

T. Kakutani, et alius.

日亜製鋼, 呉工場 工 山 本 大 作
工 〇 角 谷 卓 爾

I. 緒 言

ユニオンメルトによる鋼板の溶接性については数多くの因子の影響が考えられるが、筆者らは主として低炭素鋼薄板の溶接性におよぼす脱酸方式、偏析、溶接条件等の影響について二、三の現場実験を試みた。また溶接の

際の熱影響組織に関連して急速加熱による母材の組織変化についても若干の実験を行つたので、その結果を報告する。

II. 実 験 方 法

実験はつぎの三方法によつた。ただし試料は全て3.2mm厚の鋼板とし、溶接の際のコンポジションはグレード50(8×48メツシュ)に、ロッド径は3/32"に一定し、他の条件を変化させた。

実験(A): 鋼種および偏析による溶接性の差をみるため、キルド鋼一鋼番、リムド鋼二鋼番のコイル内各位置から試料を採取した。試料の化学成分範囲は

	C	Si	Mn	S
キルド鋼	0.15 ~0.17	0.15 ~0.17	0.59 ~0.60	0.022 ~0.023
リムド鋼 (1)	0.13 ~0.18	0.01	0.46 ~0.50	0.021 ~0.039
〃〃〃 (2)	0.15 ~0.22	〃	0.49 ~0.56	0.022 ~0.047

で、溶接はUノツチの上を一層ビード盛り、電流は280~290A、速度は1,000mm/mn、ロッドはオックスウエルド36に一定した

実験(B): 溶接条件による変動をみるため、実験(A)と同一試料の中、キルド、リムドの数種を選びつぎのような溶接条件の組合せで実験した。一層盛は試料の中心線にシングルビードをおいたもので、電流270, 300, 330A、速度800, 1,000, 1,22mm/mn、ロッドNo. 36, 43とし、二層盛の場合は、シングルビードをおいた後、板の裏側にさらに前のビードの線にシングルビードをおいたもので、電流270, 300A、速度1,000, 1,200mm/mnを選んだ。

実験(C): 実験(A)に供した試料を利用し、これを予め熱処理してフェライト+セメンタイト(以下F+Cで示す)の組織のものと、フェライト+パーライト(以下F+Pで示す)の組織にした母材を急速加熱(500~900°C間の平均加熱速度は約90°C/sと約20°C/sの二種)し、所定温度に達したらただちに空冷して急熱による組織変化を調査した。

III. 実 験 結 果

実験(A): 横ビード引張試験では破断位置はいずれも母材部でビードは健全であり、鋼種および各試料間の機械的性質変化の差は明確でない。伸の減少は平均12%である。Uノツチシャルピー試験ではリムド鋼は試験値のバラッキがやや大きいのが平均値はキルド鋼と差がない。ビードの平均硬度はキルド鋼でV_H209~216、リムド

鋼 (1) で 194~209, リムド鋼 (2) で 199~217 となり母材に対する硬化率はキルド鋼で 61~74%, リムド鋼ではそれぞれ 64~69%, 62~67% となり差はない。ビード硬度には母材硬度の差ほどの差はでてこない。つぎにマクロエッチ, 検鏡により気泡あるいはクラックの有無をしらべたがいずれの試料も健全で欠陥はなかつた。

実験(B): (1) 一層盛では電流が高く, かつ速度が遅くなるにしたがい, 熔接後の冷却速度が遅くなるので, ビードの硬度はわずかずつ低下するが, この差は僅小で V_H 10 以下である。熱影響部の硬度分布には差が認められない。ビード硬度はロッド 36 では V_H 205~175, 43 では 185~157 で両者には明確な差異があるが熱影響部の硬度は変らない。つぎにビードは鋼種, 電流に関係なく, 速度が大きいほどややきたなくなる。速度が 1,200 mm/mn のものにはビードに小さなアンダーカットを生じたものが若干あり, これ以上の速度は危険である。気泡はビードを貫通して表面に露出している。いわゆるビード上気泡が大部分でビード中心線に沿って発生するものが多い。ロッド 36 を用いた場合, 気泡はほとんど皆無であつたが, 43 では, キルド鋼は健全であつたがリムド鋼では各試料群に若干ずつ発生し, 帯鋼の位置による差は明確でない。熔接条件では速度が大きくなるほど多く発生し, 電流は 300 A 前後で最も良好であり, 330 A を超えたものに多くみられた。サルファークラックは全試料を通じて明確なものは発見できず, したがつて, かかる薄板熔接ではサルファバンドの存在は大して影響しない。ビードの融込深さおよび巾は熔接条件によつて有意な差があり, 電流は高いほど, 速度は遅いほど, 融込の深さは増し, 巾は大きくなる。ただし前者では電流の影響の方がやや大きく, 後者では速度の影響の方がやや大きい。また両者とも鋼種ロッドによる差はない。330 A, 800 mm/mn では融込が深すぎ窄孔の惧れがある。ビード巾の変化は平均 $6.7 \sim 10.1$ mm である。検鏡の結果, ビードは母材とロッドとの融合組織で樹枝状晶がよく発達しているが, ロッド 36 使用の場合に比べ 43 のものは樹枝状晶は粗く, かつフェライト粒はやや丸味を帯び, 微粒パーライトの量は少い。熱影響部の中熔接線から約 0.5 mm 位は過熱のため結晶粒は粗大化し, ウイドマン組織を示す。これに続く部分は母材組織によつて変化し, 母材が F+C のものははなはだしい混粒となつている。

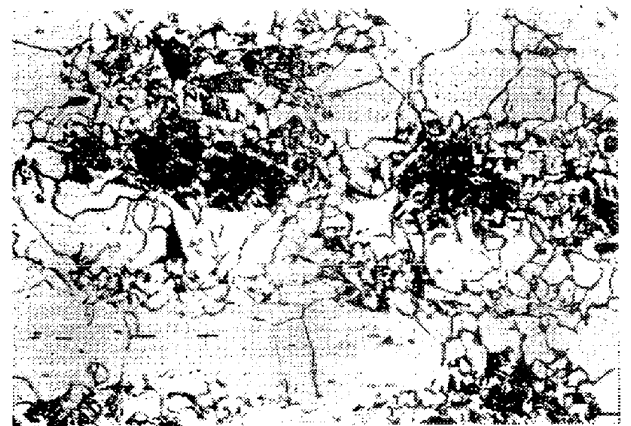
(2) 二層盛では一層側は二層側の熱影響等を受けてやや軟化しビード硬度は, キルド鋼では一層側 184~165,

二層側 181~193, リムド鋼では一層側 181~161, 二層側 193~172 を示した。気泡あるいはクラック等の欠陥はいずれの試料にも検出できなかつた。検鏡の結果, 一層ビードは樹枝状晶は大部分消失して焼準組織に似てくるがパーライトは緻密である。二層側は一層ビード盛の場合とほぼ同様に組織がやや粗である。熱影響部もまた一層側と二層側で相異し, 一層側では粗大な過熱組織が消失している。

実験(C): 母材組織が F+C, および F+P のものでは急速加熱により組織に明確な差が現われ F+C のものははなはだしい混粒を示すが F+P のものは比較的齊粒である。830~920°C の加熱温度範囲でしらべた結果, セメントイトは急速加熱により一部拡散を伴つて状態をはじめ, 冷却により微細なフェライト, パーライト, セメントイトの混合組織になる。また加熱温度が高いほど, セメントイト量は減り混粒度も少くなり, かつ硬度変化はほとんどないにかかわらず衝撃値は上昇する。加熱速度が遅くなるとセメントイトの拡散は進行し混粒度は減る。これに反し母材が F+P の場合は加熱温度および速度による組織, 衝撃値の変化はわずかである。Photo 1, 2 に急速加熱 (加熱速度 90°C/s) したものの組織の一例を示す。

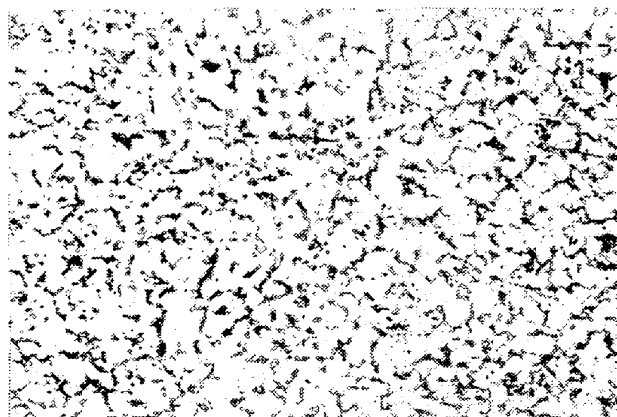
IV. 結 言

以上はユニオンメルトによる低炭素鋼薄板の熔接性に関する二, 三の現場実験の概要であるが, 筆者等の実験範囲では熔接条件さえ適当に選定すれば, 鋼種の別なく充分満足な熔接結果がえられることが立証された。また母材の組織により熱影響組織に大きな変化があることを実験的に確めた。



×400(2/3)

Photo. 1. Structure of rapid heating specimen (at 860°C), base metal F+C.



×400(2/3)

Photo. 2. Structure of rapid heating specimen (at 860°C), base metal F+P.

(37) 原料金属と熔製法が Ni-Cr 系合金におよぼす影響

Effect of raw metals and melting method on Ni-Cr alloys

M. Okamoto et alius.

東京工業大学教授○岡 本 正 三
東京工業大学 依 田 連 平

I. 緒 言

いわゆるニクロムと呼ばれる合金の組織は鉄を含むものでも均一固溶体に入る筈のものであるが、不純金属を原料として合金をつくる場合や熔解法が適当でない場合はえられる合金は単相組織のものとはならないで、金属的あるいは非金属的異物の混在するものとなり、焼入れ時効硬化性等も現われてくる。著者等はこの2、3年来 Ni 基耐熱合金の基礎研究を行ってきたが、種々の測定結果は合金中に存在する不純分によつていちじるしく影響されることを認めた。そこで改めて原料金属と熔解法の両面からえられた合金の性質がどのように変化するかを検討することの必要にせまられた。金属 Ni にしてもあるいは金属 Cr にしても、市販されるものには種々純度の異なるものがある。殊に国産の金属 Cr の純度は現状ではなおかなり低いとみななければならない。したがつてこれらの金属からつくつた合金はたとえ耐火物を吟味した高周波電気炉による急速熔解でも、よい合金となるとは限らない。たとえば、ニクロム第1種では C 0.15%以下、Fe 1.5%以下を規定しているが、市販されるものは必ずしもこの規格には入っていないで、C%等かなり高いものがある。

この報告は種々の原料金属を組み合わせてタンマン炉で合金を熔製する場合のえられた合金の組織、性質を主として混入する C% の多少からしらべたもので、原料金属の純度如何は合金の性質に決定的な影響をもつこと、また、Cr% の高い合金をタンマン炉で熔製するときには炉の雰囲気から合金中に C が入り易いこと、その他ニクロムの調製の際タンマン炉によるも原料金属さえ吟味すれば市販の高周波炉によるニクロムよりも遙かに C% の低いものが得られること等をのべたものである。

II. 試料と実験の方法

Table 1. Metallic Ni, metallic Cr and nichrome-wire.

Material	Maker	Method of manufacture	Chemical composition (%)
Nickel	SK Co. (Japan)	Electrolytic process	Ni 99.87, Co 0.06 Cu 0.009, Pb 0.001 S 0.002, Fe 0.0014 C 0.03 ₉
	M Co. (England)	Mond process	Ni 99.8~99.9, S 0.006, Fe 0.0041 C 0.04 ₄
Chromium	SD Co. (Japan)	Thermit process	Cr 97~98, S 0.5~1.0, Fe 0.7~0.8, Si 0.6, C 0.15 ₅
	ST Co. (Japan)	Thermit process	Cr 93, Al 1.1, Si 1.4, C 0.85 ₃
	LS Co. (England)	Thermit process	Cr 99.4, Al 0.09, S 0.02, Fe 0.31, Si 0.06, C 0.08 ₇
Nichrome No. 1	N Co. (Japan)	High-frequency furnace melting	Ni 75~79, Cr 18~20, Mn < 2.5, Fe < 1.5, Si 0.5~1.5, C 0.14 ₂
Nichrome No. 2		High-frequency furnace melting	Ni < 57, Cr 15~18, Mn < 3.0, Si 0.5~1.5, C 0.18 ₅ , Rem. Fe

Table 1 はこの研究に使用した原料金属とニクロム線材で、表中の分析値の中 C% はとくに吟味してわれわれが分析した値である。これらの原料金属を用いて Cr 20~70% の Ni-Cr 合金をタンマン炉でアルミナ坩堝中で 30g を 4 分間および 15 分間で熔解してつくつた。また、Nimonic 80 を 150g, 熔解時間 10 分で作つた。その配合組成は 20.0% Cr, 1.0% Al, 2.5% Ti, Rem Ni で、これに使用した Ti と Al はいずれも高純度のものである。熔解後は金型に鑄込んだ。C の分析はストレイライン式迅速定量装置により、試