

×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

料 2g を等量の鉛丹と混合して 1100°C で燃焼して行つた。上記の Ni-Cr 合金をよく鍛造した後 1150°C で 15 時間加熱後、油冷または徐冷して組織をしらべた。Nimonic 80 は 1000°C より焼入れと冷圧とを繰り返して後、1150°C で 15 時間加熱後水冷した状態で 10% 蔭酸水溶液で電解腐蝕して検鏡した。また、Nimonic 80 については断面減少率 50% までの冷圧後 1150°C 15 時間加熱水冷したものより 3×5×100mm の試料を切り出し、クリープ試験を行つて原料金属の種類がクリープ性質におよぼす影響を明らかにした。この場合のクリープ試験は支点間距離 70mm の中央部に 700°C で初荷重 1kg をかけて 15 分間保持し、つぎに総荷重を 16kg とし、700°C で 20 時間保持する間の撓みを求めたものである。

III. 結果とその考察

わが国の SK 社製 Ni と英国の LS 社製 Cr との組合せによつてえられる合金を No. 1, 英国の M 社製 Ni と LS 社製 Cr の組合せによるものを No. 2, SK 社製 Ni と同じくわが国の SD 社製 Cr の組合せによるものを No. 3, M 社製 Ni と SD 社製 Cr との組合せによるものを No. 4, また、SK 社 Ni とわが国の ST 社製 Cr から熔製したものを No. 5 と呼ぶことにする。No. 1 の組合せの種々の Cr% のものをタンマン炉中 4 分間で熔製して、えられた合金中の C% を配合 Cr% に対してとつてみると、Fig. 1 をうる。すなわち、原料

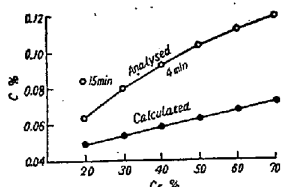
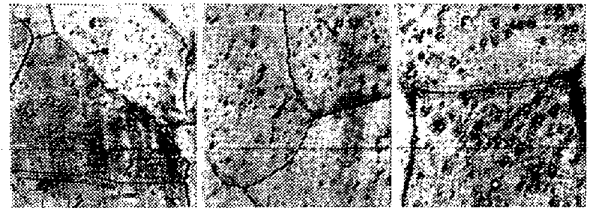


Fig. 1. C content in Ni-Cr alloys melted in Tammann furnace.

金属の分析値から計算でえられる C% よりもえられた合金中の C% は高くなるが、合金中の Cr% の高いものほど溶解中に加炭される度が大になるのが注目される。さきの Table 1 で市販されるニクロム第 1 種が 0.14% C をもつことを例示したが、Fig. 1 の No. 1 の組合せによる 20% Cr のものはタンマン炉溶解であるにもかかわらずわずかに 0.06% C を含むにすぎない。しかし、同じく No. 1 の配合でも 20% Cr のもので 15 分間を要して熔製したものでは Fig. 1 中に記入されているように 0.08% C まで加炭される。溶解に時間を要することが好ましくないことは明らかである。組織の検鏡によつてもこの点が明瞭で、時間をかけたものは非金属的ないし金属的介在物が多くみられる。同じく 20% Cr の配合で原料金属を種々に変えた No. 1, No. 4, No. 5 の組合せで 4 分間で溶解を終つて炉冷して組織をみると Photo. 1 a~c にみるような組織の



a. No. 1-combination, furnace cooled.
b. No. 4-combination, furnace cooled
c. No. 5-combination, oil quenched

Photo. 1 a~c Microstructure of Ni-20% Cr alloys melted in Tammann furnace. × 100 (2/5)

相違が認められる。この組織の相違に対応して合金中の C% がいちじるしく異なり、硬度もかなり相違する。C% は No. 1 で 0.06%, No. 2 で 0.08%, No. 3 で 0.09%, No. 4 で 0.10%, No. 5 で 0.33% である。純度の高い金属 Cr の製造が必要であることをいまさらのように痛感するわけである。

原料金属を変えて Nimonic 80 を熔製してさきの実験の方法のところでのべたような状態の試料を調製して 700°C, 16kg 荷重下の撓みの進行を求めてみると Fig. 2 のようになる。これで明らかなように国産 Cr は英国

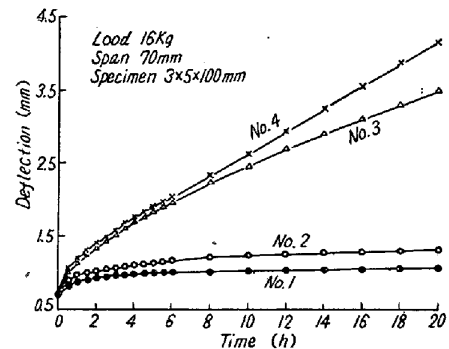


Fig. 2. Creep curves of nimonic 80-alloys at 700°C.

製 Cr に比して合金のクリープ性質を低下させる。また Mond Ni を原料とするものが SK 社の Ni による場合よりもクリープに対して弱い。顕微鏡組織をみるにクリープに強いものほど、合金は清浄であり、硬度が低くかつ結晶粒が粗い。

IV. 結 論

Cr を含む Ni 基の合金では、原料 Cr として純度の高いものが得難いために、一定の配合組成のものでもえられた合金の性質は広い範囲に変る恐れがある。従来よい Cr としては LS 社のものを輸入して使っているが、国産のよい Cr が一日も早く出現することを期待する。

耐熱鋳物には一般に鍛延合金よりも多くの C を含ませており、その C 含量の高いことによつて鋳造合金のクリープやラプチュアの性質を、相当する Cr および Ni

の含量をもつ鍛延合金よりも大ならしめていることが多いが、一般に使用される鑄造合金としての Hastelloy C にしてもその C は 0.1% 程度であり、鍛造合金としての Hastelloy X でも 0.15% C くらい、また鍛延合金としての Nimonic 系のもも最大 0.15% C くらいにとどめる必要がある。この報告で明らかなように不純金属 Cr を原料とした Nimonic は硬度が高い割にクリープに弱い。C% の影響が大きい Si% の影響も考えられる。

溶解炉として高周波電気炉が最適であることはいうまでもないが、それよりも原料金属の純度如何が合金の性質にさらに大きな影響をもっている。タンマン炉による熔製でも原料金属を吟味して極めて急速に合金化を終るときはよい合金をつくることできる。しかし、Cr% の高い合金では Cr% の低いものよりも一層加炭が強く起る点は注意すべきである。

(38) 熔鋳炉におけるカーボンブロックの使用について

(その後の報告)

On the Use of Carbon-block for Blast Furnaces

Y. Shiraishi, et alius.

八幡製鉄所, 製鉄部 工博 和田 亀 吉
工〇白 石 芳 雄

I. 結 言

第 49 回講演会において熔鋳炉におけるカーボンブロックの使用について報告したが、今回は洞岡第三熔鋳炉(公称能力 1000 t) で日本最初に使用した炉底カーボンブロックの侵蝕状況、最近改造した洞岡第二熔鋳炉(公称能力 700 t) および洞岡第三熔鋳炉における炉底カーボンブロックの築造状況等について報告する。

II. 洞岡第三熔鋳炉(公称能力 1000t)のカーボンブロック侵蝕状況

洞岡第三熔鋳炉は昭和 26 年 3 月 10 日吹入以来操業日数 921 日で昭和 30 年 7 月 30 日吹止を行つたが、総出銑量 1,476, 851 t という記録的な実績をおさめることができた。この記録の一因として試験的に使用したカーボンブロック(大煉瓦の一段上にマンテルに沿つて上下 2 段 140 個)によることは吹止後の侵蝕状況で確認することができた。

すなわちシャフト中間煉瓦受金物まではいちじるしい

侵蝕はみられずそれ以下炉底にかけ相当侵蝕を受けていたのは他の熔鋳炉と同様であつたが、炉底部の侵蝕はカーボンブロックの内面でほとんど阻止されていた。

カーボンブロックの侵蝕程度は No. 8 および No. 12 出滓口を中心にして一部深いところで、約 240 mm (煉瓦厚の約 60%) 侵蝕されていたにすぎず、出銑口附近は侵蝕の跡が全然なく完全な状態であつた。

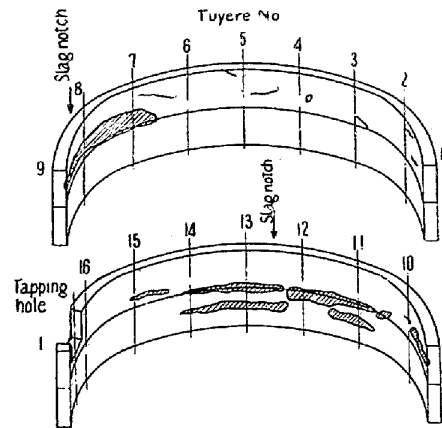


Fig. 1. Sketch showing carbon block wear with 921 days operation. (Kukioka No. 3 blast furnace).

吹止後カーボンブロックより試料を採集して材質試験を行つたが、圧縮強度が非常に増加した以外使用前と比較して物理性、化学性においてほとんど変化はみられなかつた。

III. 八幡におけるその後のカーボンブロック築造炉について

今回吹止めした洞岡第三熔鋳炉のカーボンブロック使用実験を参考にして洞岡第二熔鋳炉(昭和 31 年 10 月 5 日第 5 次火入, 公称能力 700 t) および洞岡第三熔鋳炉(昭和 30 年 12 月 5 日第 4 次火入, 公称能力 1,000 t) の炉底にカーボンブロックをそれぞれ 2 段使用したがその築造状況は Fig. 2, Fig. 3 に示すとおりである。

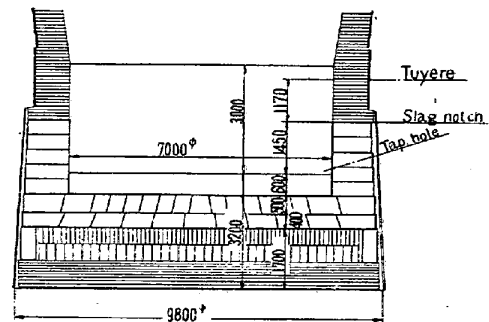


Fig. 2. Drawing showing proposed carbon block lining for Kukioka No. 2 blast furnace(700 t.) with hearth diameter 7000 mm.