

Fig. 3 (b) は真空溶解と真空アーク溶解の溶解法による時効硬度の比較である。真空溶解の方が硬度は高く、同一組成であれば 20~60 HV 程度高い硬度を示す。

### 3) 顕微鏡組織

1150°C 溶体化処理を行ない、700°C および 800°C で顕微鏡組織を調べた。前報 Photo. 1 (b) と同様な組織を示し、800°C、1000 h では粒内全体に Ni<sub>3</sub>Ti の析出が見られた。700°C でも 1000 h 時効すると Ni<sub>3</sub>Ti が粒内に見られる。

しかし溶解法による組織の変化は 500 倍程度の倍率では明らかでない。Ni<sub>3</sub>Ti の析出状態も同じようである。

## (154) オーステナイト系耐熱合金の焼戻過程に関する考察

東北大学金属材料研究所

工博 今井勇之進  
工博 増本健

### Considerations on Tempering Process of $\gamma$ -Type Heat-Resisting Alloys.

Dr. Yūnoshin IMAI  
and Dr. Tsuyoshi MASUMOTO.

#### I. 緒言

近年、超耐熱合金の発達はめざましいものがあり、多くの合金が開発された。特にオーステナイト系の時効硬化合金は現在の耐熱合金の主体をなしている。しかしこれら合金の発達は多分に経験的知識を基にしており、根本の時効析出過程、焼戻過程に関しては、ほとんど知られていない。今後、耐熱合金の研究は新しい合金の開発にあるのは勿論であるが、この基礎的知識を土台として進む必要があると考えられる。

そこで著者らは代表的オーステナイト系耐熱合金を選択して、その過飽和固溶体を焼戻した際の物理的性質および機械的性質の変化を中心に調べた。

#### II. 実験方法

使用した試料は実用合金 5 種およびその基本成分合金 7 種で、後者の組成を Table 1 に示す。

Table 1. Chemical composition (%) of alloys tested.

Alloy	Cr	Ni	Co	Fe	C	Al
Stainless type	18	8	—	bal.	0.15	—
Timken 16-25+6 type	20	25	—	bal.	0.15	—
LCN-155 type	20	20	20	bal.	0.15	—
S-816 type	20	20	bal.	—	0.15	—
Inconel X type	20	bal.	—	—	—	6~7
	20	bal.	—	—	0.15	—
	20	bal.	—	—	0.15	6~7

実験は主に物理的性質の測定として電気抵抗、比熱、熱膨脹、機械的性質の測定として硬度、抗張力、降伏点伸び、絞り、衝撃値、その他組織検査および電解抽出による析出相の同定などを中心に行なった。

### III. 実験結果および考察

#### 1. 焼戻による諸性質の変化

5 種の実用合金とその基合金について溶体化処理後、焼戻した際の電気抵抗、比熱、熱膨脹を測定した。その結果、各合金ともその成分に無関係に、300°C~600°C および 650°C~1000°C の温度範囲で物理的性質に顕著な変化が認められた。第一段階では収縮、発熱、電気抵抗の増加が、また第二段階では収縮、発熱、電気抵抗の減少が生じる。

##### i) 焼戻第一段階

著者らは先に、この 500°C 附近の異常性について発表したが、それによると Fe-Cr-Co-Ni 系四元系の  $\gamma$  範囲の大部分に生ずる<sup>1)</sup> 基質中の規則的析出 (あるいは短範囲の規則化)\* のためであると考察した<sup>2)</sup>。本実験によるとこの 500°C 附近の物理的性質の変化量は微小添加元素によりほとんど左右されず、Fe, Cr, Co, Ni 元素、特に Cr 元素により左右される。基合金をこの温度で充分焼戻した後の諸性質の変化はつぎのようである。

- a) 機械的性質
- 硬度の増加—5~25 VPN
  - 抗張力の増加—1~4 kg/mm<sup>2</sup>
  - 降伏力の増加—1~5 kg/mm<sup>2</sup>
  - 伸びの減少—4~10%
  - 絞りの減少—2~3%
  - 衝撃値の減少—2~5 kg/mm<sup>2</sup>

- b) 物理的性質
- 収縮— $3 \times 10^{-2}\%$
  - 電気抵抗の増加— $0.55 \times 10^{-5} \Omega \cdot \text{cm}$
  - 比熱の発熱— $5 \text{ cal}/^\circ\text{C} \cdot \text{g}$

- c) その他の性質
- 腐食性 (5% H<sub>2</sub>SO 沸騰) の増加 5~10%

この各性質のうち b), c) の変化量は基合金においてのみちじむしいが、しかし各種添加元素を含む実用合金では、あまり明瞭ではない。

熱膨脹の測定からこの変化の活性化エネルギーを検討した結果約 350°C~400°C を前後として、低温で 27~30

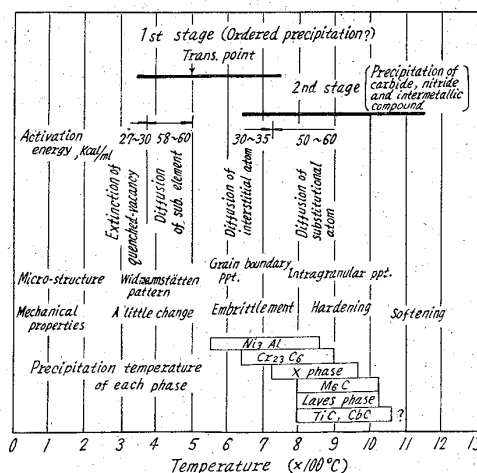


Fig. 1. Tempering process of  $\gamma$ -type heat-resisting alloys.

\* A<sub>3</sub>Cr の形成があると考えられる。なお A 原子は主に Co, Ni であろう。

kcal/mol, 高温で 58~60 kcal/mol が得られ, 前者は空格子の消滅により, また後者は置換型金属元素の拡散により起ることを示すものと考えられる。

なお組織検査では 500°C 附近に焼戻すと, ウィドマンステッテン状の腐食孔が認められ, あたかも析出直前の G. P. 帯の形態を示し, 高温になるにしたがつて成長し, 700~750°C 以上で消滅する。

#### ii) 第二段階における諸性質の変化

600~1000°C の範囲で電気抵抗の減少, 発熱, 収縮および硬度, 抗張力の増加, 衝撃値, 伸び, 絞りのいちじるしい減少が認められ, 主に炭化物の析出反応により生ずる。この第二段の変化量は主成分のうち Fe, Co, Ni の元素よりも微量元素により影響される。

#### 1) 炭化物の析出

C を含む各基本合金 5 種はいずれも約 20% Cr を含み,  $Cr_{23}C_6$  炭化物のみが析出するので, 熱膨脹測定により, その析出開始温度, 析出速度を検討した。その結果析出開始温度は Co, Fe, Ni によりほとんど変化せず, いずれも析出は 600~630°C 附近より起る。しかし析出速度は Ni, Co, Fe 量に多少影響される。一方 Mo, W, Cb, Al の如き微量元素は析出速度にいちじるしく影響する。活性化エネルギーから検討すると, 約 700~750°C の範囲でその値がことなり低温では 30~35 kcal/mol, 高温では 50~60 kcal/mol である。前者は炭素の拡散により, また後者は置換型金属原子の拡散により生ずると考えられる。 $M_{23}C_6$  の析出は浸入型原子の C と置換型原子 Cr の拡散を必要とするが, しかし C の方が拡散しやすいから, 低温では C 原子が移動する。それ故に析出開始温度は Fe, Co, Ni の如き C と affinity の持たぬ元素には影響され難く, 一方高温では置換型原子が移動するから, 他の置換型原子の影響を大きく受けると考えられる。

組織検査によると約 650~700°C 附近までは粒界析出であり, この温度以上で粒界析出と同時に粒内析出を生ずる。粒界析出温度は Co, Fe, Ni 量にほとんど影響されず, 一方粒内析出温度は多少影響される。

以上の結果から炭化物の析出過程は 700°C 附近を中心としてことなり, 低温では主に C の拡散により粒界に析出し, このために常温靱性を低下させ, 高温では置換型原子の拡散により粒内に析出し, 硬度を上昇させて, 抗張力, 降伏点を増加させる。後者は添加元素により大きく左右される。

#### 2) $Ni_3Al$ 金属間化合物の析出

Ni 基合金は主に  $Ni_3Al$  の析出により時効硬化することが知られている。そこで 20Cr-80-Ni 基合金に約 7% の Al を添加して, その析出過程を調べた。焼戻により析出する温度は約 550~600°C 附近で第一段階の変化に引き続き起り, 主に粒内に析出し, いちじるしい硬化を与える。析出開始温度は添加元素に余り影響されずむしろ析出速度, 軟化速度が影響される。

さらに 20Cr-80Ni-7Al-0.15C 合金では 550°C より  $Ni_3Al$  の析出が, その後約 650°C 附近より  $M_{23}C_6$  炭化物の析出が始まる。この合金の場合の析出過程は上記の単独添加の場合と同様で,  $Ni_3Al$  と  $M_{23}C_6$  炭化物間の相互作用は認められない。

#### 2) 第一段の変化と第二段の析出との相互作用

500°C 附近に生ずる規則的析出現象は約 700°C 以上まで続くので, 第二段で生ずる  $M_{23}C_6$  炭化物,  $Ni_3Al$  金属間化合物の析出形態に影響すると考えられる。特に後者の析出相は第一段の規則的相の形成直後に生じ, その両者の析出形態が同じであることから, 規則的相  $A_2Cr$  を生じたのち Cr 原子が Al 原子と置換して  $Ni_3Al$  が生ずると考えられる。熱膨脹試験で  $Ni_3Al$  を充分析出せしめた後, 急冷すると第一段階の変化量は極小量になる。

#### 3) 実用合金の焼戻過程

上記の基合金の結果と対照しながら実用合金の各性質の変化, 析出相の同定, その遷移反応を考察した。この点については講演の際述べる。

#### IV. 総 括

以上の実験結果を総括すると Fig. 1 の如くなる。

#### 文 献

- 1) 今井, 増本: 日本金属学会誌, 25 (1961) 402~406.
- 2) 今井, 増本: 日本金属学会講演概要, 4月 (1960)

69.  
669.018.44:539.434:539.4.6/6.3  
no. 62/55

#### (155) A 286 の高温強度におよぼす熱処理の影響について

(A 286 に関する研究—VII)

住友金属工業技術部

工博 長谷川太郎

中央技術研究所

○寺崎 富久長

Effect of Heat Treatment on High-Temperature Strength of A 286 Alloy.

(Studies on the alloy A 286—VII)

Dr. Taro HASEGAWA  
and Fukunaga TERASAKI

#### I. 緒 言

耐熱合金 A 286 はすでに報告したごとく強析出硬化型合金であり, 熱処理によつて高い強度が得られる合金である。したがつてこの種合金では組織と高温強度の間には密接な関係があるものと考えられる。このような見地から今まで時効組織について種々の検討を加えて来た<sup>1)2)</sup>。その結果析出硬化に寄与するものは微細分散析出相である  $\gamma'$  相 ( $Ni_3(Ti, Al)$ ) であること, また高温クリープ破壊は主として粒界破断であり, この粒界弱体化には, G 相 ( $Ni_{13}Si_6Ti_9$ ) や  $\eta$  相 ( $Ni_3Ti$ ) などが重要な役割を果していることを推論した。すなわち高い高温強度を得るためには G 相や  $\eta$  相の析出を避け  $\gamma'$  相のみを適量析出せしめることが望ましいと考えられる。

このような時効組織を得る方法には二通の方法が考えられる。その一つは成分の撰択であり, 他の一つは熱処理法の改良である。本報告では後者すなわち熱処理の影響について報告する。

熱処理の影響の一つは固溶化処理であり, 他の一つは