

## IV. 結 言

18-8 Nb ステンレス鋼についてのクリープ・ラプチャー試験の結果を報告した。

18-8 Nb ステンレス鋼は 18-8 Ti ステンレス鋼の 1050°C W. Q. のもののように応力-ラプチャー時間曲線が長時間側で急激に下へ折れ曲がる傾向が認められず、また 1050°C W. Q. と 1200°C W. Q. の間にも 18-8 Ti にみられたようなクリープ特性の顕著な差は認められなかった。

1050°C W. Q. のものでも全般的にラプチャー伸びは小さく脆い破断を示す。しかし切欠脆化の傾向は認められず 650, 700°C ではそれぞれ約 10%, 20% の切欠強化が認められた。

子回折との対応から相の同定を行なった。この結果にもとづいて抽出レプリカを観察し相の生成と生長の概略を調べた。また光学および電子顕微鏡写真の観察を真空熔解材と大気中熔解材について行ない時効組織に現われてくる差異を調査した。

## II. 供試材と実験方法

供試材は 100 kg 塩基性高周波熔解炉および 50 kg 真空熔解炉により熔解鑄込まれた鋼塊を 15 mm  $\phi$  に鍛伸したもので化学成分は AMS 5735 B<sup>2)</sup> による標準成分のものなることは Table 1 に示す通りである。Table 1 によれば大気中熔解 E 9, 10 は真空熔解 E 11, 12 に比べて Si, Ti が低く, N などガス成分は高くなっている。E 12 は Mn が他に比して高く, また Al 量は E 9, 11, 12, E 10 の順に低くなっている。これらの材料の熱処理はいづれも 980°C 1 h 油冷の固溶化処理の後, 種々の時効処理を行なった。

X線回折に供した試料は, 800°C 500 h 空冷の時効処理した E 9 を用い, HCl 10% アルコール溶液および H<sub>3</sub>PO<sub>4</sub> 15% 水溶液の試薬中で電解抽出した後, 遠心分離機で抽出した。

電子回折は 650°C, 718°C, 760°C, 800°C の各温度でそれぞれ 2 h, 10 h, 50 h, 200, 1000 h, 時効した E 9 について抽出レプリカをとり適当な相をとり上げて制限視野回折を行なった。抽出液は X線回折の場合と同じであるが, この他に 5% HBr アルコール溶液による化学的抽出法も可能であった。

これらの結果を利用して顕微鏡写真を観察するために, E 9, 10, 11, 12 の各試料について電子回折用試料と同じ時効処理を行なったものについて, 光学および電子顕微鏡写真をとり, 熔解法の時効組織におよぼす影響を観察した。

## (89) A 286 の時効組織について

(A 286 に関する研究—II)

住友金属工業, 車輛鑄鍛事業部

工博 長谷川太郎・〇寺崎富久長

On the Aging Structure of Alloy A 286  
(Studies on alloy A 286—I)

Taro Hasegawa and Fukunaga Terasaki.

## I. 結 言

前報<sup>1)</sup>では耐熱合金 A 286 の機械的性質について, Timken 16-25-6 との比較および熔解法の機械的性質におよぼす影響について報告した。熔解法の機械的性質に与える影響は真空中で熔解した材料の方が大気中熔解材に比べて, 高温強度, 靱性, および切欠感受性などの面で優れていることを報告した。

本報では A 286 の時効組織について調査した結果について報告する。X線回折によつて線スペクトルを定め電

Table 1. Chemical composition of material tested.

| No. T.P.  | C         | Si        | Mn        | P                  | S                   | Cr                  | Ni                 | Mo        |
|-----------|-----------|-----------|-----------|--------------------|---------------------|---------------------|--------------------|-----------|
| AMS 5735B | <0.08     | 0.40~1.00 | 1.00~2.00 | <0.040             | <0.030              | 13.50~16.00         | 24.00~27.00        | 1.00~1.50 |
| E 9       | 0.04      | 0.78      | 1.39      | 0.003              | 0.012               | 15.49               | 25.95              | 1.30      |
| E 10      | 0.05      | 0.87      | 1.24      | 0.005              | 0.014               | 15.41               | 26.18              | 1.20      |
| E 11      | 0.06      | 1.00      | 1.36      | 0.004              | 0.010               | 15.83               | 26.86              | 1.33      |
| E 12      | 0.06      | 1.03      | 1.75      | 0.004              | 0.011               | 15.62               | 26.54              | 1.28      |
| No. T.P.  | Ti        | Al        | V         | B                  | N                   | O                   | H                  |           |
| AMS 5735B | 1.75~2.25 | <0.35     | 0.10~0.50 | —                  | —                   | —                   | —                  |           |
| E 9       | 1.92      | 0.28      | 0.32      | $3 \times 10^{-4}$ | $28 \times 10^{-3}$ | —                   | —                  |           |
| E 10      | 1.90      | 0.19      | 0.31      | $3 \times$ "       | $13 \times$ "       | $34 \times 10^{-4}$ | —                  |           |
| E 11      | 2.30      | 0.23      | 0.35      | $18 \times$ "      | $5 \times$ "        | $8 \times$ "        | $8 \times 10^{-5}$ |           |
| E 12      | 2.30      | 0.23      | 0.37      | $23 \times$ "      | $5 \times$ "        | $7 \times$ "        | $8 \times$ "       |           |

## II. 実験結果と検討

X線回折の結果を Table 2 に示す。Beattie など<sup>3)</sup>によれば  $\gamma'$  相は  $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$ ,  $\eta$  相は  $\text{Ni}_3\text{Ti}$ , G 相は  $\text{Ni}_{13}\text{Ti}_5\text{Si}_6$ , Laves 相は  $(\text{Mo}, \text{Ti}) (\text{Cr}, \text{Mn}, \text{Fe}, \text{Si})_2$  であると報告されている。この熱処理では彼等のいう new phase は存在しなかつた。またこの他に  $\text{TiN}$  や非金属介在物なども存在すると思われるが微量のためか検出されなかつた。

Table 2. X-ray phase identification of E9 aged 500h at 800°C after solution-treatment of 980°C 1h O.Q.

| Phase                | Lattice constants          |
|----------------------|----------------------------|
| $\gamma'$ (f.c.c.)   | $a = 3.605$                |
| $\eta$ (hexag.)      | $a = 5.108$<br>$c = 8.319$ |
| G (cubic)            | $a = 11.189$               |
| $\text{TiC}$ (cubic) | $a = 4.316$                |
| Laves (hexag.)       | $a = 4.754$<br>$c = 7.694$ |

電子回折は精度の点から X線回折の助けを借りた相もあるが、これによつて個々の相を同定した。これにもとづいて抽出レプリカによる電顕写真を観察した。それによると、つぎのようなことがいえる。

(1)  $\gamma'$  相は粒内に球状に分散して析出する相であつて、650°C の時効では粒の生長は顕著でなく微細な析出が数多く存在するが、800°C になると析出粒子の凝集がはなはだしくなり粒は生長する。

(2) G 相は主に粒界に析出する相であつて、複雑な形状をしている。650°C では若干の析出は観られるが、余り生長はしない。760°C, 800°C では析出は合同し大きな相となる。

(3)  $\eta$  相は粒界より粒内に向つて発達する板状の析出相であつて、650°C の温度では観察されなかつた。G 相と  $\eta$  相の生長にはいづれも  $\gamma'$  相の消滅が伴っている。

(4)  $\text{TiC}$  相は比較的安定な相であつて固溶化処理でも余り固溶せずまた時効処理でもやや生長すると思われる程度である。

熔解法の時効組織におよぼす影響について調べるために硬度変化を調べた。Fig. 1 にその結果を示す。

Fig. 1 によると真空熔解した材料の方が過時効は遅

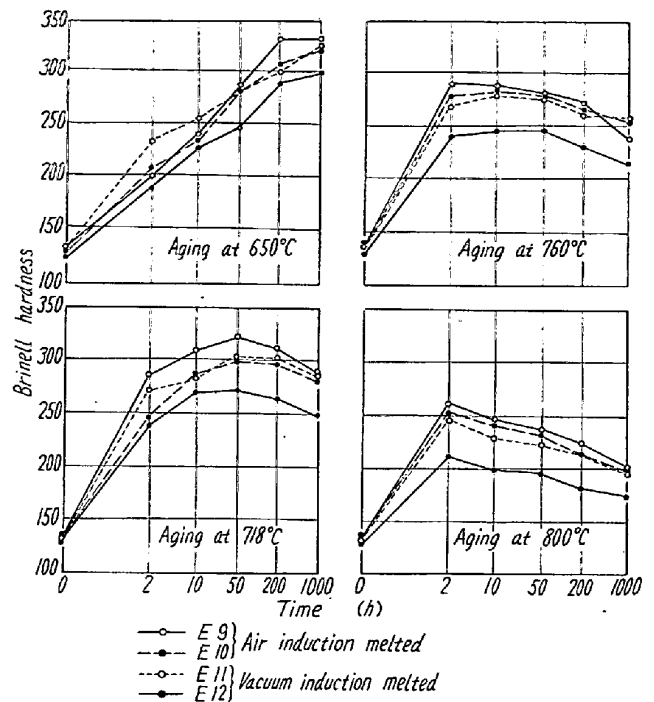
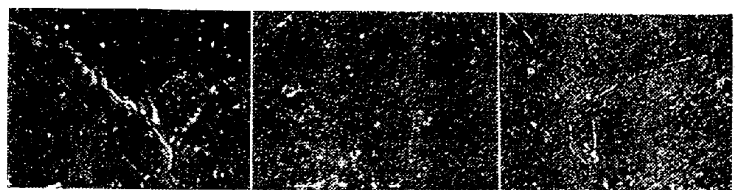


Fig. 1. Changes in hardness of alloy A 286 during aging at various temperature after solution-treatment for 1h. at 980°C.

れて現われ、またそれ以後の硬度の減少も緩やかになる傾向にある。温度が上るとこの傾向は次第に減少する。

硬度に寄与する析出相は主として  $\gamma'$  相であるがこのことは  $\gamma'$  相の生成と成長が真空熔解材においてゆるやかであると解せられる。しかし本実験では電子顕微鏡の分解能の点から正確には判らなかつた。他の相特に G 相と  $\eta$  相の電顕写真による観察の結果は硬度変化よりも明らかであつた。すなわちこれらの相はいづれも粒界から析出する相であるが真空熔解材の方が両方とも析出速度は小さい。一例として Photo. 1 (a) (b) に 650°C 200 h A. C. の時効をした電子顕微鏡写真を示す。E10の方は粒界に析出する G 相が明らかであるが E12の方は析出してない。Photo. 1 (c) に同じく E12 の 650°C 1000 h A. C. の時効したものを示すがこれには、微細な G 相の析出が見られる。このような結果の原因として種々の原因が考えられるが試料作成条件では本質的



(a) Air melted E10 (200 h) (b) Vacuum melted E12 (200 h) (c) Vacuum melted E12 (1,000 h)

Photo. 1. Electron micrograph of E10, E12 aged 200 h and E12 aged (1,000 h) A. C. at 650°C after solution-treated at 980°C 1h O. Q.

な差はないものと思われる。化学成分については、G相 $\eta$ 相の構成する元素は Si, Ti が重要であるが、これはいずれも真空熔解材の方が高く、むしろ真空熔解材の方が、 $\eta$ 相、G相を早く析出すべきでこの点からは実験の結果は説明できない。その他この原因と考えられるものに、熔解中に混入するBの影響がある。近年Bの影響についていくつかの文献が出ているが、たとえば Brown<sup>4)</sup>の concentration mechanism によると、Bが粒界に凝集することによつて、粒界析出の生成と生長を妨げると考えられる。このような観点からは固溶したガス成分は、Bと同じように析出速度を小さくする方向に働くものと考えられる。このBの影響の調査はまたの機会に譲りたい。

### 文 献

- 1) 長谷川: 鉄と鋼, 45 (1959) No.9 p. 1029
- 2) AMS 5735 B: Society of Automotive Engineers
- 3) H. J. Beattie and W. C. Hagel; Journal of Metals, 1957 Aug. p. 911
- 4) J. T. Brown: Metal Progress, 1958, Aug. p. 87

## (90) A 286 の機械的性質におよぼす Ti, Al の影響

(A286 に関する研究—Ⅲ)

住友金属工業, 車輛鑄鍛事業部

工博○長谷川太郎・山下 静夫

### Effect of Ti and Al on Mechanical Properties of A286.

(Studies on alloy A286—Ⅲ)

Taro Hasegawa and Shizuo Yamashita.

### I. 緒 言

前報にのべたごとく A286 の析出硬化には Ti, Al が重要な役を果しているし、またこの種析出硬化型合金では析出硬化が機械的性質に重要な影響を与えることは Ni 基耐熱合金についての研究<sup>1)</sup>よりも容易に推察できる。

本報では Ti, Al 含有量の異なる A286 について短時間および長時間の機械的性質を調査し、Ti, Al 含有量の機械的性質におよぼす影響をのべたい。

### II. 供 試 材

Al は 0.35, 0.2% の 2 種, Ti は 2.25, 2.0, 1.75% の 3 種とし合計 6 種の試料を製作した。試料は 35 kVA 高周波炉にて高アルミナ坩堝により 3 kg 熔製し、15 mm  $\phi$  に鍛伸したもので、それぞれの化学組成を Table 1 に示す。熱処理としては 980°C $\times$ 1 h O. Q., 732°C $\times$ 16 h A. C. を行ない、爾後の機械試験に供した。

### III. 短時間機械的性質

Fig. 1, 2 は Ti+Al atm% の常温および 650°C における機械的性質におよぼす影響を図示したものである。

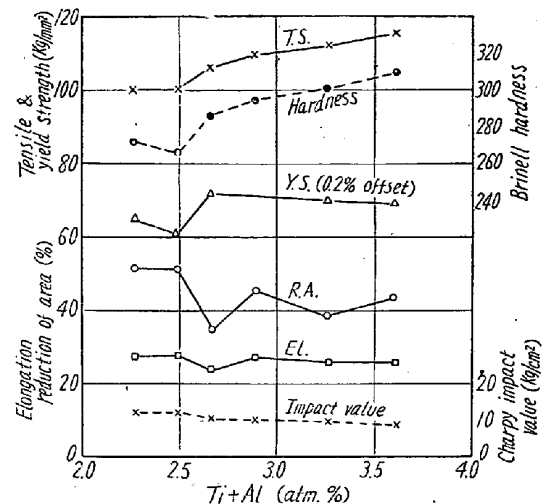


Fig. 1. Relation between Ti+Al atm.% and short time mechanical properties at room temperature.

これらより Ti, Al 量の増加にともない硬度、抗張力は明かに増加している。650°C では耐力も Ti, Al 量とともに増加しているが、常温では Ti+Al atm% 2.6 %までは増加しこれ以上では向上していない。

伸び、絞り衝撃値は Ti, Al 量の増加によりわずかながら低下している。

Table 1. Chemical composition of materials tested.

|     | C    | Si   | Mn   | P     | S     | Cr    | Ni    | Mo   | V    | Ti   | Al   | N     |
|-----|------|------|------|-------|-------|-------|-------|------|------|------|------|-------|
| E 3 | 0.05 | 0.62 | 1.21 | 0.003 | 0.016 | 15.43 | 26.24 | 1.18 | 0.25 | 2.53 | 0.36 | 0.014 |
| E 4 | 0.05 | 0.52 | 1.22 | 0.003 | 0.016 | 15.60 | 26.18 | 1.17 | 0.23 | 2.21 | 0.36 | 0.014 |
| E 5 | 0.05 | 0.62 | 1.15 | 0.005 | 0.016 | 15.64 | 26.45 | 1.16 | 0.21 | 1.59 | 0.36 | 0.015 |
| E 6 | 0.05 | 0.80 | 1.15 | 0.003 | 0.015 | 15.21 | 26.31 | 1.17 | 0.28 | 2.18 | 0.16 | 0.008 |
| E 7 | 0.05 | 0.75 | 1.07 | 0.003 | 0.016 | 15.39 | 26.79 | 1.18 | 0.21 | 1.97 | 0.20 | 0.014 |
| E 8 | 0.05 | 0.77 | 1.09 | 0.003 | 0.016 | 15.46 | 26.31 | 1.17 | 0.35 | 1.62 | 0.20 | 0.014 |