

真空溶解した軸受鋼について*

上野 学**・中島宏興***・池田定雄***

Vacuum-Melted Bearing Steels.

Manabu UENO, Hirooki NAKJIMA and Sadao IKEDA

Synopsis:

The following studies were made for bearing steels which were melted in air (1 cast), melted in vacuum with an induction furnace (2 casts), and melted in vacuum with a consumable-electrode arc furnace (2 casts) respectively.

Comparing the content of non-metallic inclusions in five casts of these three melting processes with each other by means of point counting, the inclusion content in vacuum-melted steels was decreased to about half of that in air-melted steels, and B type inclusion was especially decreased. Moreover, gas content was decreased markedly.

In metallographic tests, both the size and its deviation of carbide in vacuum-melted steels were a little smaller than that in air-melted steel. When the steels were austenitized, there was no remarkable difference in the amount of retained carbide. In the steels which contained vanadium, dissolution of carbide was more difficult. After quenching the amount of retained austenite and the hardness were not different between five casts.

Life tests were carried out by using the thrust-type life test machine. Cycles to flaking are 1.65×10^6 in air-melted steels, 2.33×10^6 and 2.88×10^6 in two casts of vacuum induction-melted steels respectively, and 2.01×10^7 and 6.66×10^6 in two casts of consumable-electrode vacuum arc-melted steels respectively. With regard to the standard deviations of logarithm of life cycles, vacuum induction-melted steels were inferior to air-melted steels, but vacuum arc-melted steels was superior. Therefore, it seemed that consumable-electrode vacuum arc-melted steels were superior to vacuum induction-melted and air-melted steels for the bearing uses.

I. 緒 言

真空技術の進歩に伴なつて真空溶解法もいちじるしい発展をとげてきた。各種の真空溶解法の中で一度に大量の金属を溶解できるのは、高周波誘導溶解法および消耗電極式アーク溶解法である。したがつて、比較的大量の溶解を必要とする軸受鋼に適用できる真空溶解法は、この両者のいずれかである。事実、両真空溶解法によつて溶解された軸受鋼についてかなりの研究結果が発表され、清浄性、疲労強度の向上などが報告されている。著者たちも真空誘導溶解による軸受鋼については、大気溶解軸受鋼と比較実験を行ないすでに発表したり¹⁾。この結果の再確認とともに、大気溶解、高周波真空誘導溶解、消耗電極式真空アーク溶解の各溶解法による軸受鋼についての比較検討を目的として、寿命試験を中心に実験を行なつた。

II. 実験試料

実験に用いた試料は真空誘導溶解によるもの2溶解(HV1, HV2)、大気溶解によるもの1溶解(AM)、真

空アーク溶解によるもの2溶解(CV1, CV2)、合計5溶解のSUJ2に相当する軸受鋼である。各真空溶解鋼は市販の大気溶解鋼を再溶解したものであるが、特にCV1の真空アーク溶解鋼はAMを再溶解したものである。それぞれの化学組成およびガス成分はTable 1に示すとおりである。真空溶解により、蒸気圧の高いMnはかなり減少し、その他CuやAsもやや減少している。ガス成分もNおよびOはかなり減少している。

これら5溶解の鋼を鍛造、圧延した後、セメントタイトの球状化焼鈍を行ない、各実験の試料とした。

III. 組織試験

(1) 非金属介在物

真空溶解により非金属介在物が減少し、清浄な鋼になることは数多く報告されている。硫化物系統の非金属介在物は、Mnを含む鋼では除去され難く、除去されやす

* 昭和36年4月本会講演大会にて発表

** 富士製鉄株式会社技術開発部、工博

*** 金属材料技術研究所

Table 1. Chemical composition and gas content.

Melting process	Code	C %	Si %	Mn %	P %	S %	Cr %	Cu %	Ni %	Sn %	As %	V %	N %	O %	Ingot size
Vacuum induction-melt	HV 1	0.85	0.32	0.45	0.020	0.010	1.44	0.07	0.05	0.009	0.03	0.043	0.0082	0.0098	250 kg
"	HV 2	0.94	0.33	0.32	0.010	0.003	1.52	0.04	0.08	0.009	0.04	0.007	0.0017	0.0056	100 kg
Air-melt	AM	1.01	0.32	0.49	0.012	0.006	1.39	0.12	0.05	0.013	0.04	0.009	0.0105	0.0090	134~190 φ ×760mm
Vacuum arc-melt	CV 1	1.04	0.35	0.38	0.013	0.005	1.43	0.08	0.05	0.012	0.02	0.009	0.0080	0.0073	130mm φ 250mm
"	CV 2	1.02	0.23	0.37	0.018	0.008	1.47	0.12	0.09	0.022	0.02	0.033	0.0062	0.0018	350 ~95mm φ

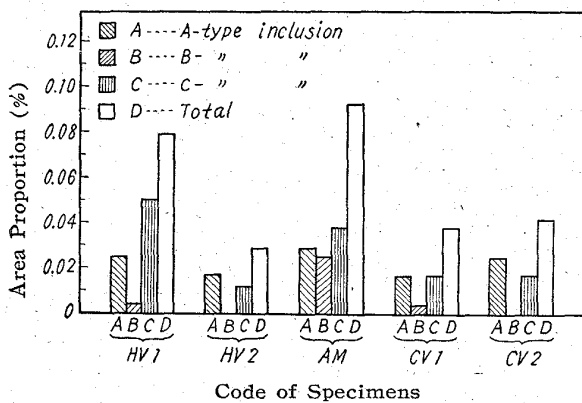


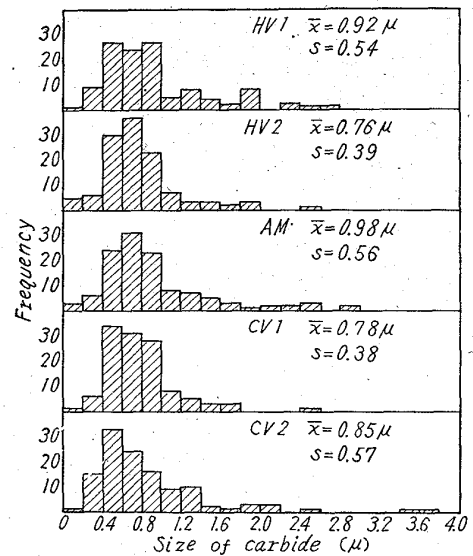
Fig. 1. Area proportion of nonmetallic inclusions.

いは酸化物系統の介在物であると考えられる。Fig. 1は JIS 法による非金属介在物の面積率を示したものである。真空溶解により介在物の全量は約半分になっているが、その減少の大半はB系およびC系の酸化物系統の介在物の減少によるものである。HV1はC系介在物がかなり多いが、これは耐火物などの外的汚染によるものと思われる。

(2) 炭化物の大きさおよび熱処理における挙動

球状炭化物が微細でしかも均一に分布していることは、機械加工の際には硬くて嫌われるけれども、寿命にとっては望ましいことである。Fig. 2は各試料の球状炭化物の大きさおよびその分布を示したものである。この図からわかるように、真空溶解鋼の炭化物はやや小さくばらつきも少ない。

焼入のためのオーステナイト化処理における炭化物の基地への溶けこみ量が、焼入性や焼入硬度に大きく影響する。各試料を 820, 840, 860°C の各温度に 30mn 保持した後、油焼入したときの未溶解炭化物の量をリニアアナリシスで測定するとともに、ロックウエル硬度計によって焼入硬度を測定した。Fig. 3にその結果を示す。HV1 および CV2 は未溶解の残存炭化物量が他の 3 溶解鋼に比べて数%多いが、これはVをそれぞれ0.043,



\bar{x} : Mean value of carbide sizes
 S : Standard deviation of carbide sizes

Fig. 2. Histogram of size of spheroidized carbides.

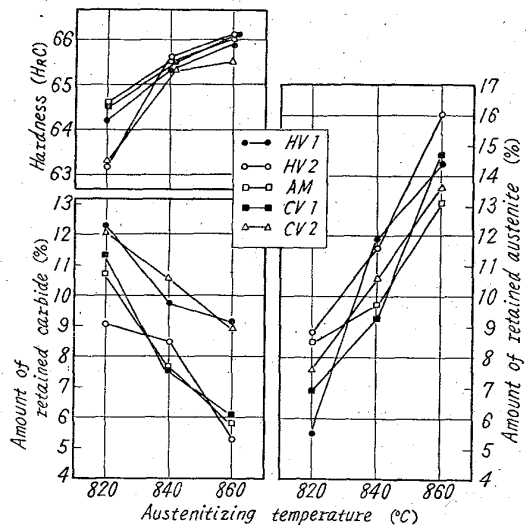


Fig. 3. Effect of austenitizing temperature on hardness and content of retained carbide and austenite.

0.033% 含有しているためと思われる。しかし溶解方法による相異は認められない。焼入硬度も同様に本質的な差はないと考えられる。同じく 820, 840, 860°C の各温度に 30mn 保持した後油焼入した時の残留 オーステナイト量を、X線強度法によって測定した結果も Fig. 3 に示されている。残留オーステナイトの量にも溶解法による相異は認め難い。

IV. 寿命試験結果および考察

軸受鋼を使用した軸受では、大抵の場合、くり返し応力による疲労によって寿命にいたると考えられる。軸受鋼の優劣を判定するには、実際の軸受にして寿命試験を行なうことが最も望ましい。しかし実際問題としては多くの時間と費用を必要とするのでなかなか困難である。そこで、できるだけ実際の使用状態に近く、しかも時間と費用を節約することを目的とした試験方法がいろいろ考案されている。われわれも幾種類かの試験機を用いてきたが、本実験にはスラスト型の寿命試験機を使用した。この試験機についてはすでに前報²⁾で報告したとおりである。

円板試験片の寸法は、60φ×5mm である。この試験片を 840°C で 30mn オーステナイト化加熱した後油焼入し、150°C で 1h 焼戻した。熱処理した試験片は表面研磨して、表面の粗さが 0.3~0.6μ 程度になるように仕上げた。

円板試験片とその上にのせられた3個のボール（直径 3/8"）との間に応力を加え、ボールを回転させることによつて円板試験片にくり返し応力を与えるわけである。円板試験片とボールの間のヘルツの最大接触応力が 500 kg/mm² になるように荷重を加えた。潤滑油は #60 スピンドル油を使用した。

寿命試験の結果を対数確率紙にプロットすると Fig. 4 のようになる。曲線が右側へ位置するものほど寿命時間が長く、勾配が急なほどばらつきが少ないことになる。大気溶解鋼に比べて、真空誘導溶解鋼はやや寿命が長くなっているが、これに対して真空アーク溶解鋼の寿命ははるかに長くなっている。これらの曲線は大体直線をなしており、また従来からの結果からも転り寿命試験の結果は対数正規分布をなすことが知られている。そこで横軸に寿命にいたるまでの繰返し数の対数値をとり、縦軸に度数をとる度数分布図を示すと Fig. 5 のようになる。

以前に、真空誘導溶解した軸受鋼と SKF 軸受鋼とをニードル試験片で比較試験を行なつた¹⁾。その結果では真空誘導溶解により寿命にいたるまでの繰返し数の平均値は約 1.4 倍になつたが、5% 有意水準では有意差は

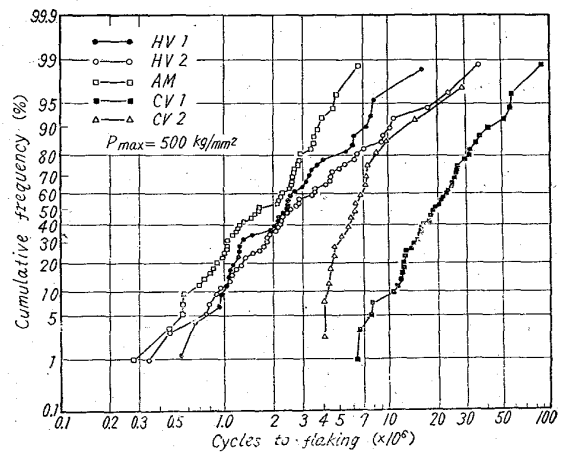


Fig. 4. Cumulative frequency distribution of cycles to flaking.

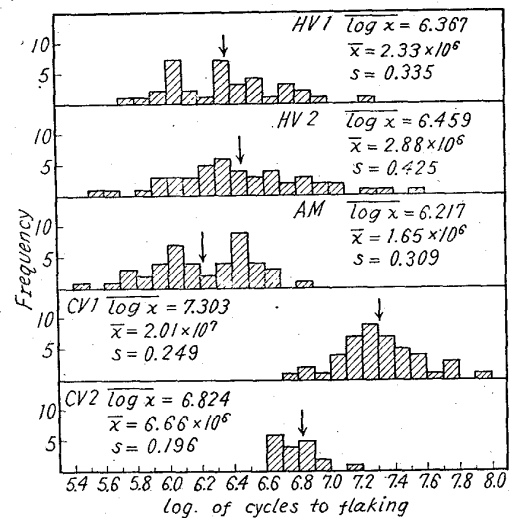


Fig. 5. Histogram of logarithm of cycles to flaking.

認められず、ばらつきはむしろ増加した。

本実験における結果では、寿命にいたるまでの繰返し数の平均値は、大気溶解鋼 (AM) の 1.65×10^6 に比べて真空誘導溶解鋼 (HV1, HV2) はそれぞれ 2.33×10^6 (1.4 倍), 2.88×10^6 (1.7 倍) とややよくなつており、5% 有意水準で有意差が認められるが、寿命の対数値の標準偏差を比較すると、AMの 0.309 が HV1 は 0.335, HV2 は 0.425 となりばらつきは増加している。一方、真空アーク溶解鋼 (CV1, CV2) はそれぞれ 2.01×10^7 (12倍), 6.66×10^6 (4倍) と非常によく同じく大気溶解鋼に対して有意差が認められる。標準偏差はそれぞれ 0.249, 0.196 でばらつきも減少し、寿命の向上が相当大きいと考えられる。

従来からの多くの報告によると、真空誘導溶解鋼が最も寿

命が長く、ばらつきも少なく、真空アーク溶解鋼がこれについて改善されると考えられている。MOORE³⁾はSAE 52100の真空誘導溶解したものと市販のものについて疲労試験を行ない、真空溶解によつて疲労寿命がいちじるしく改良されると報告している。COBB⁴⁾も同じく真空誘導溶解した52100軸受鋼が、大気溶解した軸受鋼よりかなり長い寿命を示したとしている。CHILD, HARRIS⁵⁾の行なつた実験では、真空誘導溶解軸受鋼は疲労強度がかなり上がり、消耗電極式真空アーク溶解鋼は元の電極材料が塩基性電気炉鋼の場合はまだ十分とはいえないが、電極材が酸性平炉の場合には十分に疲労強度が改良されると報告されている。著者たちの行なつた実験では、真空アーク溶解軸受鋼の平均寿命はいちじるしく改良されしかもばらつきも少なく、真空誘導溶解軸受鋼よりも良好であるという結果が得られた。その本質的な原因の解明は今後の研究に期待しなければならないが、2, 3の考察を行なつてみたいと思う。

軸受鋼の寿命はフレーキングやピッチングなどの剝離現象によつて生じ、その剝離は軌道面下のくり返し疲労によると考えられる。疲労から剝離までの機構についても多くの研究がなされ、つぎつぎに解明されているが、まだ完全とはいえない。くり返し応力をうける軌道面下に何らかの欠陥があると、これがクラックの起点となり、高応力をくり返しうけることによつて段階的に成長すると考えられ、軸受鋼のように硬度の高い試験片ではクラックと認められるまでの相対的期間が長く、クラックが成長して疲労破壊するにいたるまでの期間はより短かいと考えられる。クラックの起点となるような欠陥としては、非金属介在物、炭化物、窒化物などの折出物と基地との境界や、基地の中の転位、空孔などの不完全部分などが考えられるであろう。真空溶解した軸受鋼は非金属介在物がいちじるしく減少し清浄な鋼になることが大きな特徴であり、寿命の向上もこのことによるものと考えられる。しかし非金属介在物の中で寿命に害をおよぼすかも知れないのは、鍛造や圧延によつて塑性変形を困難い酸化物系統の介在物であつて、加工によつて基地とともに粘性変形する硫化物系統の介在物はほとんど影響がないと考えられる。その意味では真空溶解によつて酸化物系統の介在物が減少することは望ましいことである。R. F. JOHNSON, J. F. SEWELL⁶⁾は、塩基性電気炉、真空誘導炉、酸性平炉で溶解条件をいろいろに変化させて1%C-1.4%Cr軸受鋼を溶解し、寿命試験を中心にしていろいろな方面から追求している。そして、寿命にいちじるしい関係をもつものはアルミナ、シリケート、TiNなどのもろい型の非金属介在物であり、これらの中でも

750倍で検鏡した時に巾が0~1.5mmの大きさのアルミナ量が最も相関関係が大きいとしている。著者たちも各溶解鋼から7~9個、合計40個の寿命試験片についてフレーキングの生じた周辺の200視野を720倍で検鏡し非金属介在物の分類を行なつた。すなわち、硫化物、シリケート、アルミナ、酸化物、TiNに分け、大きさは介在物の長さを0~1.5mm, 1.5~3mm, 3~6mm, 6~9mm, 9mm以上(720倍)での5種類に分けてその数を測定した。測定した各種非金属介在物の全数と寿命の対数値の関係をFig. 6~10に示す。相関係数 $|r| > 0.31$ ならば5%の危険率で有意であると考えられるので、 $r = -0.12$ である硫化物の全数と寿命の対数値の間には相関があるとはいえない。シリケートは $r = -0.29$ であるからかなり相関関係があるようであるが、や

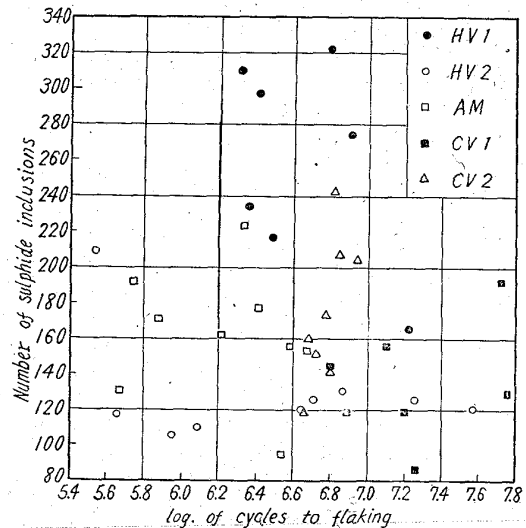


Fig. 6. Relation between logarithm of cycles to flaking and content of sulphide.

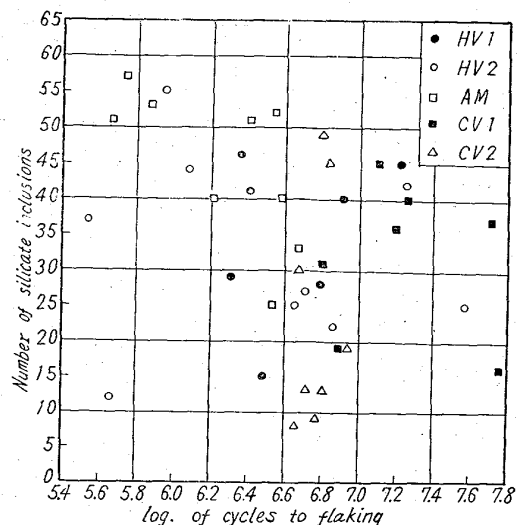


Fig. 7. Relation between logarithm of cycles to flaking and content of silicate.

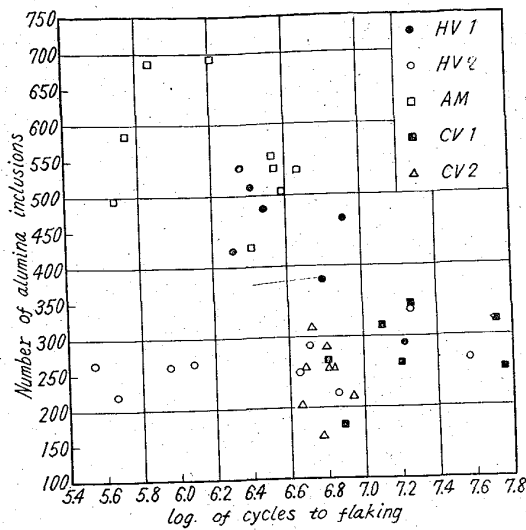


Fig. 8. Relation between logarithm of cycles to flaking and content of alumina.

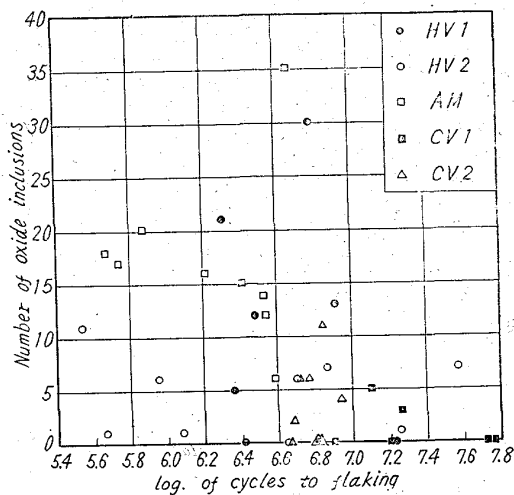


Fig. 9. Relation between logarithm of cycles to flaking and content of oxide.

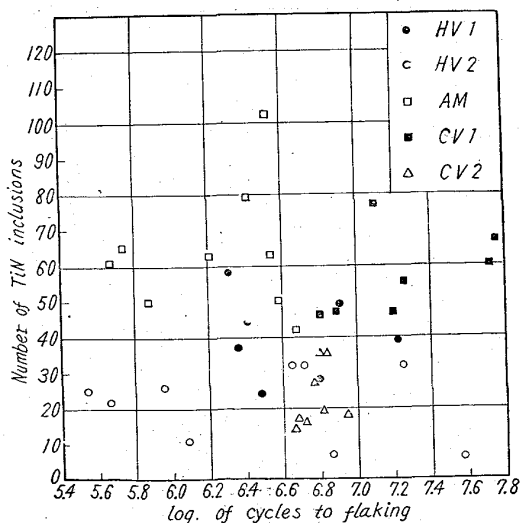


Fig. 10. Relation between logarithm of cycles to flaking and content of TiN.

はりこれだけの結果からは有意と認め難い。アルミナと酸化物はそれぞれ $r = -0.36$, -0.34 であるから5%の危険率では有意とみとめられ、アルミナ、酸化物の数が多くなるほど寿命がわるくなることになる。TiN は $r = -0.02$ であるから全然相関関係はないといえよう。つぎにアルミナを大きさによつて $0 \sim 1.5\text{mm}$, $1.5 \sim 3\text{mm}$, 3mm 以上の3つに分けて同じく寿命との相関関係を求めると、それぞれ -0.34 , -0.26 , -0.33 , となり大きさにはあまり関係がないようである。このことは、クラックが寿命試験片の軌道面下の最大剪断応力の点から発生すると考えれば、そこにクラックの起点となる欠陥が存在する確率によつて寿命が支配されることとなるためであると考えられる。しかし各図から明らかなように、全体としては相関関係が認められる場合にも、ある一溶解鋼の中では全然相関関係がないと思われるものもあることから考えて、寿命に悪影響をおよぼす因子を非金属介在物のみに限ることはできないであろう。たとえば、海綿鉄を配合すると非金属介在物の量は増加するが寿命は逆に良くなるのである²⁾。つぎのことは現在のところ推論としてしかいえないが、転位や空孔などの基地の不完全部分や炭化物と基地との境界などもクラックの起因となるものと考えられ、量的には非金属介在物よりはるかに多く、これらの方がより大きい役割を果たしているのではないかと考えている。

真空アーク溶解鋼の寿命が最良であつた理由を本実験のみで完全に解明することは困難であるが、真空アーク溶解鋼はアークの高温によつて微量不純物が蒸発除去されることや凝固が急冷によつて行なわれることによつて健全な偏析の少ない鋼塊となり基地の不完全部分が減少すること、加工によつて塑性変形し難いB, C系の非金属介在物が減少したこと、炭化物の大きさが小さいことなどによると考えられる。

なお、真空アーク溶解鋼の間にも寿命にかなりの幅があるので、電極とする原材料や溶解条件について今後十分な検討を加えることによつて最良のアーク溶解鋼を得るべきであろう。

V. 結 言

大気溶解, 真空誘導溶解, 真空アーク溶解による軸受鋼について金相学的試験や寿命試験を行なつた結果,

(1) 真空溶解により非金属介在物量は約半分に減少し、特にアルミナ系介在物の減少がいちじるしい。ガス成分もかなり減少している。

(2) 球状化焼鈍した炭化物の大きさおよびそのばらつきは、真空溶解鋼がやや良好であるがいちじるしい差

は認められなかつた。また、焼入のためのオーステナイト化処理による炭化物の基地への溶けこみの挙動や焼入硬度などにも溶解方法によるいちじるしい差は認められなかつた。

(3) スラスト型寿命試験機によつて行なつた寿命試験で、寿命にいたるまでの繰返数の平均値は、大気溶解鋼の 1.65×10^6 が真空誘導溶解鋼(2 溶解)では 2.33×10^6 、では 2.88×10^6 とややよくなつてゐるが、真空アーク溶解鋼(2 溶解) 2.01×10^7 、 6.66×10^6 と非常によくなつてゐる。そして、ばらつきは真空誘導溶解鋼ではむしろ増加するが、真空アーク溶解鋼では減少する。この結果からみて、軸受鋼においては、真空アーク溶解鋼は大気溶解鋼および真空誘導溶解鋼よりもかなりすぐれてゐると考えられる。

(4) 非金属介在物の内、硫化物系やシリケート系の介在物よりもアルミナ系、酸化物系の介在物の方が寿命に悪影響をおよぼすものと考えられるが、非金属介在物以外の寿命におよぼす因子も十分考えるべきである。

(昭和37年6月寄稿)

文 献

- 1) 上野, 中島: 鉄と鋼, 45 (1959), p. 506~511
- 2) 上野, 中島, 池田: 鉄と鋼, 47 (1961), p. 124~129
- 3) J. H. MOORE: Iron Age, 171 (1953) 14, p. 154~156
- 4) L. B. COBB: Private Communication.
- 5) H. C. CHILD, G. T. HARRIS: J. Iron & Steel Inst., (U.K.), 190 (1958), p. 414~431
- 6) R. F. JOHNSON, J. F. SEWELL: J. Iron & Steel Inst., (U.K.), 196 (1960), p. 414~444

耐熱鋼 A 286 の高温強度におよぼす熱処理の影響*

長谷川太郎**・寺崎富久長***

Effect of Heat Treatment on High-Temperature Strength of A286 Alloy.

Taro HASEGAWA and Fukunaga TERASAKI

Synopsis:

In order to improve the high-temperature strength of the heat-resistant alloy A286, it was suggested from the previous work (Zairyo Shiken, 10 (1961) No. 90, p. 70; Tetsu-to-Hagané, not yet published) that grain boundary precipitates such as G phase ($Ni_3Si_6Ti_2$) and η phase (Ni_3Ti) had to be eliminated by proper selections of heat treatment and/or chemical composition. From a point of view as abovementioned, the effect of heat treatment on the high-temperature strength was investigated in the present work. Solution temperatures were varied from 900°C to 1100°C and aging temperatures were selected at 650°C and 718°C . Creep rupture tests and short-time tensile tests at 650°C were carried out. X-ray diffraction was tested and an electron-microscope was used for the study of microstructures.

The results obtained showed that the grain boundary precipitates diminished with increasing solution temperature and decreasing aging temperature, and the high-temperature strength was increased with disappearance of grain boundary precipitates. In the microstructures as heat-treated with using a solution-temperature higher than 1040°C and an aging temperature of 718°C , precipitations of TiC with various flake-type morphology were observed at grain boundaries. These precipitates, however, seemed to have little effect on the high temperature strength.

I. 緒 言

耐熱鋼 A286 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を得る合金である。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迄時効組織について種々の検討を加えて来た¹⁾²⁾。その

結果析出硬化に寄与するものは主として微細分散析出相である γ' 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、この粒界弱化には

* 昭和37年4月本会講演大会にて発表
 ** 住友金属工業株式会社技術部, 工博
 *** 住友金属工業株式会社中央技術研究所