

響を抗張力レベルが 75 kg/mm<sup>2</sup> 前後のところと比較検討を行なった。

(2) 固溶化処理温度の影響は 900°C~1100°C の間でかなりいちじるしく、1, 2 の例を除いては概して固溶化処理温度の高い方がクリープ破断時間も長く、また短時間引張試験の絞り値も高い傾向にある。

(3) 時効処理温度の影響は 718°C に比して 650°C の方が概してクリープ破断時間も長くまた短時間引張試験の絞り値も高い。また 650°C 時効では 718°C 時効に比して降伏点は低いが抗張力は高くなる傾向にある。

(4) 時効組織観察の結果高温性質に重要であると考えられる粒界近辺の析出について云えばつぎの通りである。すなわち、かなりの厚みをもつ析出相と非常に薄い析出相が粒界近辺に連続的に析出しているのが観察される。前者は Photo. 1 (a) に示される如きもので主として G 相からなり、固溶化処理温度の高いものほど、また時効処理温度の低い方がより少ない。1100°C で固溶化し 650°C で時効した一例を Photo. 1 (b) に示す。

この傾向は高温強度とよく対応し、この種析出相が少ないほど良好な高温性質を示していることがわかる。後者すなわち非常に薄く析出する相には種々の形態のものが存在するがその一例を Photo. 1 (c) に示す。この種析出相は大部分 TiC であつて 1040°C 以上の固溶化処理でしかも 718°C 時効処理したものに顕著に析出する。固溶化処理温度が高いほどこの傾向はいちじるしく 1100°C の固溶化処理では 650°C の時効でも微量の析出がみられる。

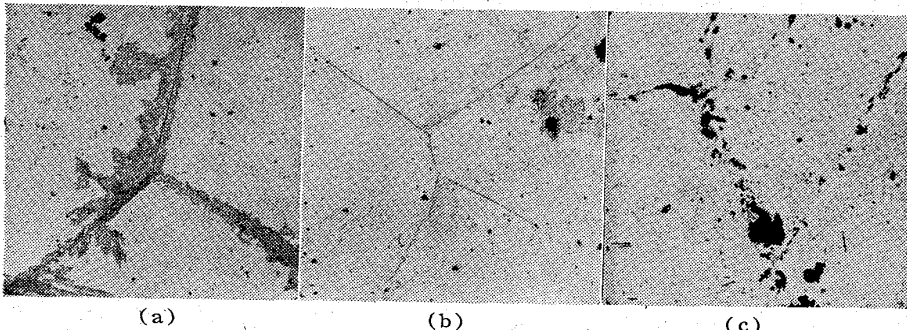


Photo. 1. Electron microscopic structures. ×5000 (2/3)  
 (a) 900°C×2h O. Q. 705°C×16h A. C.  
 (b) 1100°C×1h O. Q. 650°C×420h A. C.  
 (c) 1100°C×1h O. Q. 718°C×20h A. C.

高温性質との対応からこの種の薄い析出相の高温強度におよぼす影響は比較的少なく粒界弱化には本質的でないと思われる。

IV. 結 言

耐熱合金 A286 におよぼす熱処理の影響を時効組織の観点より調査した。すなわち高温強度に悪影響をもたらすと考えられる G 相などの粒界に連続して析出する組織形態を除去するためには規格熱処理に比しより高い固溶化処理温度が、またより低い時効処理温度が必要であり、このような熱処理によつて同じ抗張力レベルにおいても、高温での延性やクリープ破断強度がいちじるしく改善され得ることが明らかとなつた。また固溶化処理温度を上げることによつて主として TiC から成る薄い析出相が新に析出するがこのような析出相は高温強度には

顕著な影響を示さないようである。

文 献

- 1) 長谷川, 寺崎: 鉄と鋼, 46 (1960), p. 381
- 2) " , " : " , 47 (1961), p. 407
- 3) " , " : " , 47 (1961), p. 409

669.1524'25'26'27'28-194  
 : 621.165-253.5:539.434 :  
 539.4.0/6.3:621.785.371  
 no. 62156

(156) LCN-155 鑄造材の機械的性質  
 におよぼす熱処理の影響

東京芝浦電気 P.609-611  
 秋場辰郎・吉田 宏・○金沢 暎

Effect of Heat Treatments on Mechanical Properties of LCN-155 Alloy Casting.

Tatsuo AKIBA, Hiroshi YOSHIDA  
 and Ei KANAZAWA.

I. 緒 言

ガスタービン、ジェットエンジン用羽根などに広く使用されている LCN-155 材は、従来鍛造材としてよく使用され、またその諸性質について比較的よく調べられている。しかし LCN-155 材は、高価であるため鍛造をして目的の機械部品に加工するより、精密鑄造法により目的の機械部品を製作する鑄造材として用いることがしばしばある。この場合、材料の強サなどかなりのバラツキが認められるので、強サの向上ならびに安定性を得るため、その熱処理と機械的性質の関係を求める実験を行なったので報告する。

II. 実験方法

(1) 試 料

試料は LCN-155 材を使用した。鑄造方法は 50 kg の間接アーク式炉 (マグネシウム還元カーライニング) で溶解し、ロストワックス精密鑄造を行なった。鑄物形状は各種試験片 (引張・衝撃・高温引張・ラプチャー) の形状にしたものと、直径が約 160mm のガスタービン用羽根車の形状の二種を精密鑄造により作成し、後者は実体より各種試験片を採取し試験を行なった。

Table 1. Chemical compositions.

	C	Si	Mn	P	S	Ni
(%)	0.12	0.85	2.05	0.019	0.020	19.1
	Cr	Mo	W	Co	Nb+Ta	N <sub>2</sub>
(%)	20.1	3.00	2.10	18.6	0.89	0.121

Table 1 にこの材料の化学分析値を示す。化学組成のうち炭素量が少ないのは羽根車と心棒の溶接性を良くするためである。

(2) 熱 処 理

試料の熱処理は溶体化処理を 1200°C 空冷、時効処理を 750°C 炉冷で行ない、熱処理の時間としては、溶体化処理は 0・4, 8 および 12 の各時間、時効処理は 5, 10, 15, 20 および 25 の各時間の組合せで行なつた。

(3) 試 験

(2) の各熱処理を行なつたものについて機械試験および顕微鏡組織試験を行なつた。また溶体化処理 1200°C, 4 時間、時効処理 750°C, 5~20h のものについては、上記のほかに、温度 500°C および 600°C の高温引張試験ならびに温度 500°C でのラプチャー試験を行なつた。

III. 実 験 結 果

(1) 溶体化処理の影響

各試料について、液体化処理を 0, 4, 8, 12 各時間で行ない、この処理後の試料を 750°C, 25h の時効処理を行なつた。この各処理におけるカタサの変化を Fig. 1 に示す。溶体化処理時間が長くなるとカタサは低下する。これは炭化物が地に固溶していくためと推定される。これを時効すると、溶体化処理時間を長くしたもののほど硬くなる。この原因は炭化物などが析出し、硬化したものと考えられ、溶体化処理が 8h と 12h ではほとんどその差は認めにくい。

引張強さは各時間の溶体化処理、25 時間の時効処理のものについて行なつたが、溶体化処理時間が長くなるほど、高くなる傾向にあるが、かなりのバラツキが認められた。このような測定値のバラツキは铸造後の冷却が不適切で成分偏析が大きいためと与えられる。

(2) 時効処理の影響

各試料について溶体化処理を 1200°C, 4 h 行ない、時効処理を 750°C で 5, 10, 15, 20 の各時間行なつた。カタサは Fig. 2 のように時効時間が 5h 以上ではほとんど安定したカタサを示している。

同様に常温ならびに高温引張強さを Fig. 3 に、500

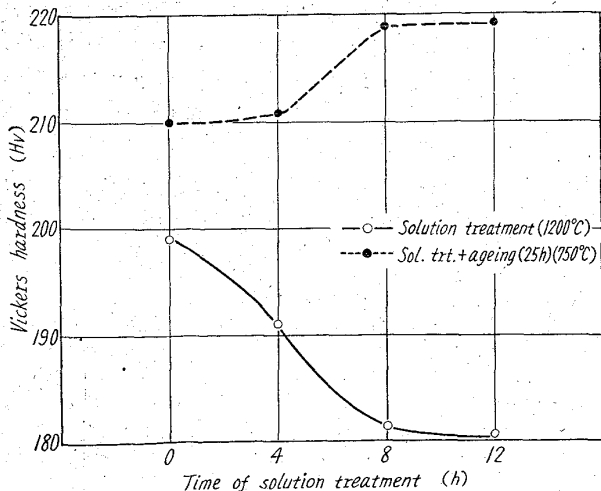


Fig. 1. Relation between hardness and heat treatments.....(1) Effect of solution treatment.

°C におけるラプチャー試験結果を Fig. 4 に示す。

この結果、常温における引張強さは時効時間が 5h 以上ではほとんど差異は認められず、高温引張強さも同様である。同じくラプチャー試験の結果、時効時間 5h 以

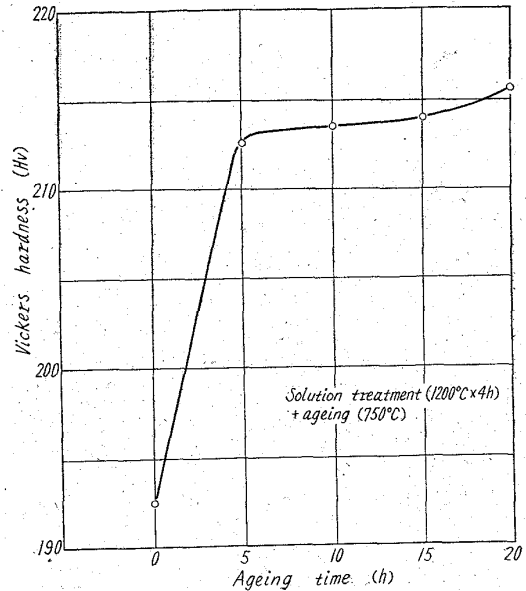


Fig. 2. Relation between hardness and heat treatment... (2) Effect of ageing time.

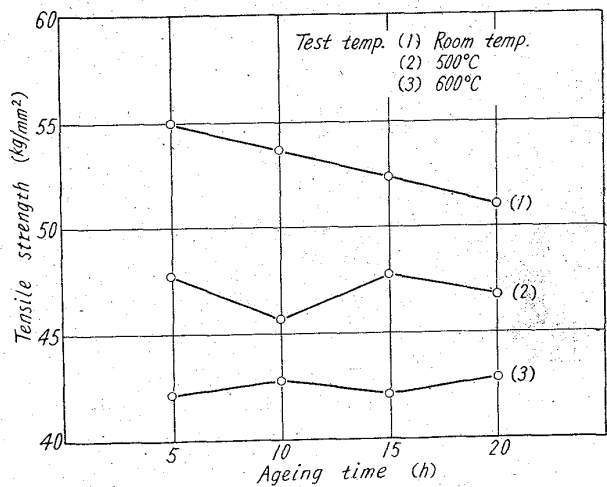


Fig. 3. Relation between tensile strength and heat treatment. Solution treatment (1200°C x 4H) + ageing (750°C x H).

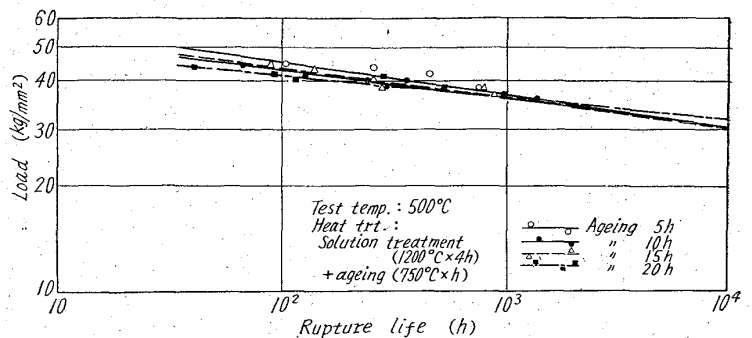


Fig. 4. Results of rupture test.

上では強サの差が認められなかった。

IV. 総括

本実験を総括するとつぎのようになる。

(1) 溶体化処理時間を長くするとカタサは徐々に低下し、これに同一条件の時効処理をすると、溶体化処理時間の長いほど、カタサおよび引張強サは増大する傾向にある。

(2) 4h の溶体化処理後、時効処理時間を変えた処理を行うと、カタサならびに引張強サともほとんど差異は認められない。

(3) (2) と同条件の熱処理後の高温引張試験およびラプチャー試験結果も時効処理時間の影響はほとんど認められない。

以上の通りであるが、一般にオーステナイト系超合金は 1100°C 以上の溶体化処理と時効処理を行い、固溶した炭化物を析出硬化させ強サを向上させているが、工業的意味より、溶体化処理 4h という短い熱処理を行つてみたが、今後はさらに溶体化処理時間を延長した実験を行いたい。

(157)  $\gamma'$  析出型耐熱合金の高温強度特性におよぼす基質安定度と Ti/Al 比の影響

( $\gamma'$  析出型耐熱合金の系統的研究—Ⅲ)

日本冶金工業川崎製造所

加藤 正一

Influence of Structural Stability and Ti/Al Ratio on High-Temperature Properties of Gamma-Prime Precipitated Heat-Resisting Alloys.

(Systematic studies on gamma-prime precipitated heat-resisting alloys—Ⅲ)

Shoichi KATOH.

I. 緒言

第 1 報<sup>1)</sup>および第 2 報<sup>2)</sup>においては、Fe-Ni-Cr-Co 4 元系のオーステナイト相内で、Ni 基合金から Fe 基合金に至るまで、基質組成を種々変化させた  $\gamma'$  析出型耐熱合金の高温強度特性、および時効処理による析出過程

について報告した。その際 Co 0~20% を含む Ni 基合金に Fe を多量に加え、基質組成が Fe 基合金へと移ると、時効硬化および高温強度特性に害をおよぼす  $\beta$  相が析出することを知り、Fe-Ni-Cr-Co pseudo-ternary diagram 上に  $\beta$  相の析出する基質組成範囲を決定した。

今回は上記理由を参考にして、 $\gamma'$  析出型耐熱合金として、もつとも経済的な基質組成を有する合金を求めめるために、 $\beta$  相析出に対する基質安定度を種々変化させた組成を選定し、これに Mo, W による solution hardening と Ti, Al による precipitation hardening 効果を複合させた場合の析出硬化特性と高温強度特性の関係を究明した。

II. 試料と実験方法

試料の化学組成は Table 1 に示す。すなわち Co 0% および 20% の 2 系列を選び、いずれも基質安定度を変化させるために Ni 含有量を 20 から 35% まで約 5% おきに变化させ、Mo 3%, W 2% を solution hardening の目的で添加した計 5 種の合金につき Ti/Al=1/1, Ti/Al=4/1, (Ti+Al=4%) の 2 種を選び、合計 10 種の合金組成を選定した。

試料の溶製は、純金属およびフェロアロイを用い、25 kW 高周波真空誘導炉により炭素脱酸を行ない、約 10 kg 溶解し 40mm  $\phi$   $\times$  1 mm 丸棒に鍛造後、これを消耗電極として 2,000 アンペア真空アーク溶解炉にて約 1  $\mu$  Hg 下で二段溶解を行つた。得られた鋼塊は 16mm  $\phi$  丸棒にまで鍛伸し各種試験の供試材とした。

時効硬化試験は 1180°C, 2h の固溶化処理を行なつた試料につき、また高温引張試験およびクリープ・ラプチャー試験は、1180°C 2h + 760°C 20h 時効処理を行なつた試料を用いた。

III. 実験結果

1) 時効硬化特性

Fig. 1 は各試料の 732°C, 1,000h までの時効硬化曲線を示す。Ti/Al 比の異なる各系列とも 1/2~1h 程度の短時間で 250 VHN 前後にまで急激に硬化し、その後硬度増加は徐々に進行し、10h から 100~200h でやや急激となり、その後 1,000h まで最高硬度を維持している。しかしその最高硬度は Ni 含有量の多いものほど高い。また Ti/Al 比については 1:1 より 4:1 のものの方が時効硬化性大である。815°C の時効硬化曲線は Fig. 2 に示すごとく、1/2h までに急激に硬化し、その

Table 1. Chemical compositions (%) of specimens studied

Alloys	C	Si	Mn	Cr	Ni	Co	Fe	Mo	W	Ti	Al
N25CT2	0.109	0.64	0.86	16.10	25.94	18.00	28.00	2.73	2.25	1.95	2.18
N20CT2	0.047	0.49	0.84	16.19	19.30	18.00	37.00	2.87	2.28	1.90	1.98
N32T2	0.047	0.63	1.03	15.96	32.16	—	41.00	2.75	2.14	2.20	2.33
N28T2	0.031	0.61	0.95	15.74	28.23	—	45.50	2.86	2.16	2.17	2.48
N25T2	0.057	0.47	0.79	16.10	24.23	—	49.80	2.76	1.94	1.83	2.00
N25CT3	0.125	0.58	0.99	15.79	25.81	17.63	30.00	2.81	1.96	3.30	0.75
N20CT3	0.113	0.51	1.75	15.84	22.35	17.50	36.80	2.88	1.80	3.75	1.02
N32T3	0.062	0.54	0.86	15.55	32.20	—	41.00	2.85	2.05	3.52	0.89
N28T3	0.090	0.57	1.28	15.93	28.39	—	46.05	2.62	1.77	2.91	1.09
N25T3	0.108	0.58	1.04	16.21	24.03	—	50.00	2.85	1.93	3.72	0.42