

- 7) V. F. Zackay, J. F. Carlson and P. L. Jackson: T. ASM, 48 (1956), 509  
 8) V. F. Zackay, E. R. Morgan and J. C. Shyne: Jl. Metals, 8 (1956), 216  
 9) 今井, 田野崎: 鉄と鋼, 42 (1956), 1132  
 10) 浅野: 鉄と鋼, 43 (1957), 1318  
 11) 石沢, 田中: 顕微鏡の使い方, (1953), 170~188  
 12) W. Hume-Rothery and G. V. Raynor: The Structure of Metals and Alloys, (1954), 216  
 13) G. Bergman and D. P. Shoemaker: Acta Cryst., 7 (1954), 857  
 14) C. O. Burgess and W. D. Forgeng: AIME, Metals Tech., 5 (1938), T.P. No.911, 22  
 15) D. J. Blickwede, M. Cohen and G. A. Roberts: T. ASM, 42 (1950), 1161  
 16) H. F. Beattie and F. L. VerSnyder: T. ASM, 45 (1953), 397.  
 17) 今井, 石崎: 日本金属学会誌, A-15 (1951), 346  
 18) P. Duwez and C. R. Baen: Symposium on the Nature, Occurrence, and Effect of Sigma Phase, ASTM, (1950), 50  
 19) A. G. Allten: Jl. Metals, 6 (1954), 904  
 20) 末永: 日本金属学会誌, 17 (1953), 492  
 21) 武田, 永井, 花井: 鉄と鋼, 39 (1953), No.3, 254  
 22) 浅野: 鉄と鋼, 38 (1952), 51  
 23) 浅野, 鉄と鋼, 42 (1956), 1047  
 24) 長谷川, 落合: 鉄と鋼, 43 (1957), 812  
 25) 今井, 田野崎: 鉄と鋼, 42 (1956), 663  
 26) 小野, 小川: 日本鉄鋼協会 43 回講演大会概要 (1952年4月), 181  
 27) 武田, 永井, 花井: 日本鉄鋼協会 41 回講演大会概要 (1951年4月), 42

## Nimonic 80A の機械的性質におよぼす Ti, Al 等の影響\*

(Ni 基耐熱合金に関する研究—VI)

長谷川 太郎\*\*

### Effect of Ti and Al etc. on Mechanical Properties of Nimonic 80A

(Studies on nickel-base heat-resisting alloys—VI)

Taro Hasegawa

#### Synopsis:

Effects of Ti, Al and gas content on stress-rupture characteristics at 750°C and 26.8kg/mm<sup>2</sup> were investigated.

Stress-rupture life increased with an increase of Ti+Al atm% containing below 2.9% Ti and 1.44% Al.

Elongation after stress-rupture was small and the effect of Ti and Al content on it was not clear.

Stress-rupture life depends not only on the amount of Ti and Al but also on the amount of nitrogen and oxygen or hydrogen, which arises from the melting procedure and content of raw materials. As in the case of an increase of the amount of gas content causes the decrease of stress-rupture life remarkably, so the material vacuum-melted or the material which is air-melted after vacuum-melting have more stress-rupture life than the material air-melted from fresh raw material. As the fact that the increase of gas content causes much precipitate around grain boundary, and tends to soften the material during stress-rupture.

\* 昭和 33 年 4 月本会講演大会にて発表 \*\* 住友金属工業株式会社製鋼所研究部

ture testing by overaging, so stress-rupture life decreases.

Effect of microstructure on stress-rupture life is presumably the same phenomena as heat treatments such as A and B to the effect of gas content.

I. 緒 言

Nimonic 80A はニクロム合金に Ti, Al を加え析出硬化により高い高温強度を得る合金であることは既報により明らかである。また L. B. Pfeil<sup>2)</sup> および N. J. Grant<sup>3)</sup> は Ti, Al 量がふえればクリープ抵抗が高くなることを報告している。筆者は本合金の実用成分範囲内にて Ti, Al のクリープ破断特性におよぼす影響をさらに詳細にしらべるためつぎの実験をおこなった。

II. 供 試 材

供試材は Table 1 に成分を示す 14 溶解の Nimonic 80A で Ti は 2.88~1.89%, Al は 1.44~0.74% である。この中 10 溶解は真空溶解した素材を 80% 配合したもの、4 溶解は新鮮原料のみを配合したものでいずれも 35 KVA 高周波溶解炉により溶解した後、3.5 kg 鋳塊に鋳込んだ。鋳塊は 15 mm φ に鍛伸後 Table 2 に示す 2 種の熱処理を施した後 750°C, 26.8 kg/mm<sup>2</sup> のクリープ破断試験をおこなった。

III. Ti, Al の 影 響

Fig. 1 a は Ti 量をほぼ一定とした場合の Al 量の破断時間におよぼす影響を示すもので、Al 量の増加とともに破断時間が長くなることは明らかである。Al の効果は A 処理の場合より B 処理において顕著である。Al は Ni<sub>3</sub>Al として析出硬化に参与し、Ni<sub>3</sub>Al は固溶化処理後の空冷中にも析出することは第 1 報でのべた。Al 量が多くなればとくに固溶化処理後の冷却中に

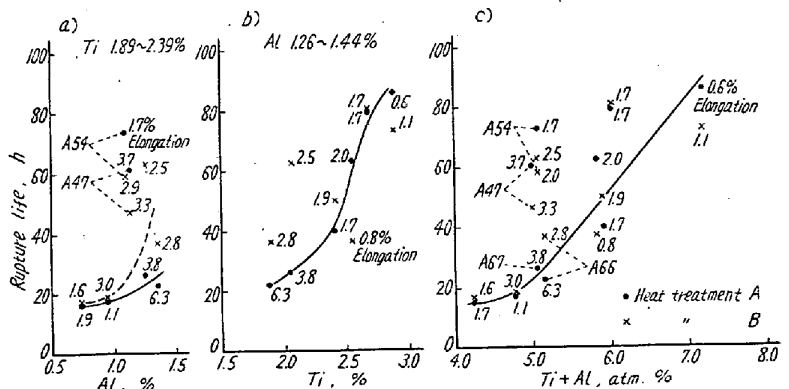


Fig. 1. Effect of Al and Ti content on stress-rupture life at 750°C and 26.8 kg/mm<sup>2</sup>

Table 1. Chemical composition of materials tested.

Symbol	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Co	Ti	Al	Ti+Al atm. %	N	Raw material
A47	0.01	0.31	0.41	0.009	0.006	19.80	74.13	2.13	2.21	1.13	4.98	0.013	Vacuum-melted return
A53	0.07	0.34	0.43	0.007	0.005	19.66	73.89	2.00	2.57	1.30	5.82	0.011	〃
A54	0.07	0.35	0.51	0.007	0.005	19.93	73.62	2.13	2.39	1.09	5.08	0.012	〃
A63	0.06	0.36	0.50	0.008	0.004	20.28	72.64	1.94	2.29	0.95	4.78	0.018	〃
A64	0.06	0.39	0.48	0.008	0.003	20.28	72.62	2.50	2.21	0.74	4.23	0.025	〃
A65	0.06	0.37	0.40	0.008	0.004	20.10	72.35	2.45	2.41	1.44	5.89	0.011	〃
A66	0.06	0.43	0.63	0.009	0.004	20.28	71.31	2.66	1.89	1.35	5.15	0.017	〃
A67	0.06	0.42	0.42	0.009	0.004	20.37	72.89	2.38	2.05	1.26	5.05	0.015	〃
A68	0.05	0.38	0.42	0.009	0.003	20.37	72.89	1.98	2.68	1.36	6.01	0.011	〃
A69	0.09	0.43	0.36	0.009	0.004	20.28	72.35	2.16	2.88	1.32	7.19	0.013	〃
A48	0.01	0.34	0.43	0.012	0.005	19.40	74.76	2.67	2.13	1.04	4.68	0.017	Fresh raw material
A49	0.01	0.37	0.46	0.012	0.004	19.41	74.02	2.41	2.24	1.16	5.09	0.021	〃
A50	0.01	0.39	0.43	0.015	0.005	19.49	74.92	1.66	2.15	1.04	4.74	0.023	〃
A55	0.07	0.33	0.49	0.007	0.006	19.76	74.45	1.72	2.37	1.12	5.17	0.014	〃

Table 2. Heat treatment of materials tested.

Symbol	Procedure of heat treatment
A	1065°C×8h AC, 700°C×18h AC
B	1065°C×8h WQ, 800°C×2.5h AC, 700°C×18h AC

析出硬化しやすく、その後の時効による硬化が少なくなり、したがって A 処理の場合は Al 量が高くなっても Al の効果は B 処理ほど明らかにあらわれない。

Fig. 1 b は Al 量をほぼ一定とした場合の Ti 量の破断時間におよぼす影響を示すもので、Al の場合と同様に Ti 量の増加とともに破断時間が長くなることは明ら

かである。

実用合金では Ti, Alが同時に機械的性質に影響していると考えられるので Fig. 1 c には Ti+Al atm.% と破断時間の関係を示す。この場合も Ti+Al atm.% の増加にともなつて破断時間が長くなることは明らかである。

しかしながら同一 Ti+Al atm.% でありながら試料 A47, A54 のごとく比較的破断時間の長いものとしからざるものがある。

Table 1 によれば試料 A47, A54 は同一 Ti+Al atm.% でクリープ破断時間の短い A66, A67 にくらべて窒素量が低いことがわかる。すなわちクリープ破断特性には Ti, Al のみならず窒素量が影響していることがわかる。

クリープ破断時の伸びを Fig. 1 中の各点に示すが、これらの値はいずれも低く、Ti, Al 量の影響は明らかにできない。

#### IV. 窒素の影響

前節で 750°C のクリープ破断特性に Ti, Al 量の外に窒素が影響していることがわかつたので Table 1 の供試材の中で Ti+Al atm.% 4.68~5.17% の試料 6 溶解をえらびクリープ破断時間と窒素量の関係とを Fig. 2 のごとく求める。

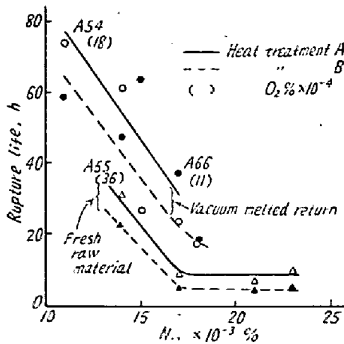


Fig. 2. Effect of nitrogen content on stress-rupture life at 750°C and 26.8kg/mm<sup>2</sup>. (Ti+Al atomic % = 4.7~5.2)

図により窒素量がふえればクリープ破断時間が減少することは明らかで、真空溶解材を原料とする試料は窒素が少ないため新鮮原料を使用した試料よりクリープ破断時間は長い。しかしながら Fig. 2 により明らかなごとく、クリープ破断時間は窒素量のみにより定まるものでなく溶解原料によりクリープ破断時間は異なつてゐる。Fig. 2 中に酸素量を示すが、溶解原料により酸素量が異なり、これがクリープ破断時間に影響していることが推察される。

#### V. 溶解法の影響

以上により本合金のクリープ破断特性には Ti, Al および窒素の外に溶解法が影響することが明らかとなつた

ので、既報の真空溶解および大気中溶解した試料の中で 31種の試料について Ti+Al atm.% および窒素量と 750°C, 26.8 kg/mm<sup>2</sup> におけるクリープ破断時間の関係を求めると Fig. 3~5 のごとくなる。

Fig. 3, 4 によれば A, B いずれの熱処理においても Ti+Al atm.% の増加にともないクリープ破断時間が

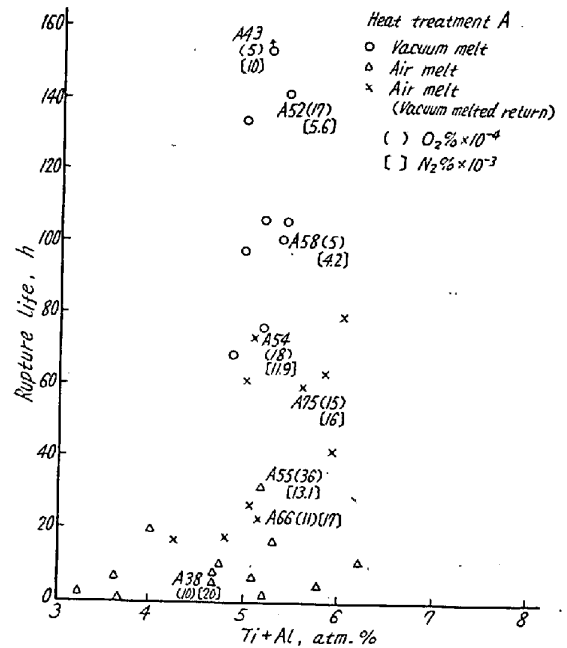


Fig. 3. Effect of Ti+Al atm.% on stress-rupture life of Nimonic 80A manufactured by vacuum-or air-melting.

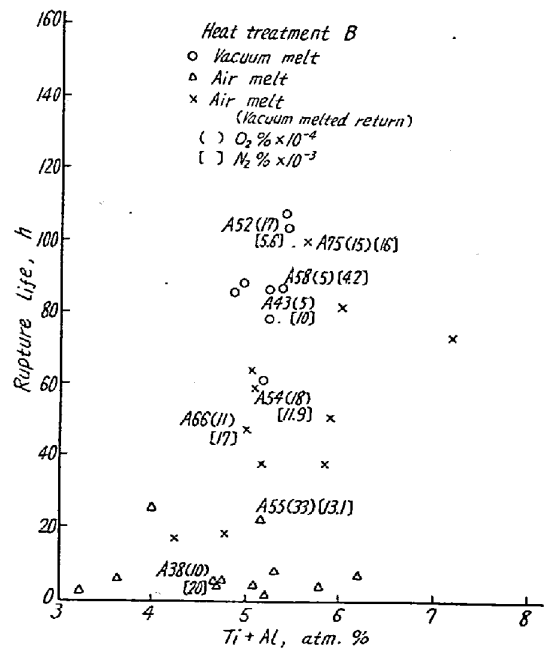


Fig. 4. Effect of Ti+Al atm.% on stress-rupture life of Nimonic 80A manufactured by vacuum-or air-melting.

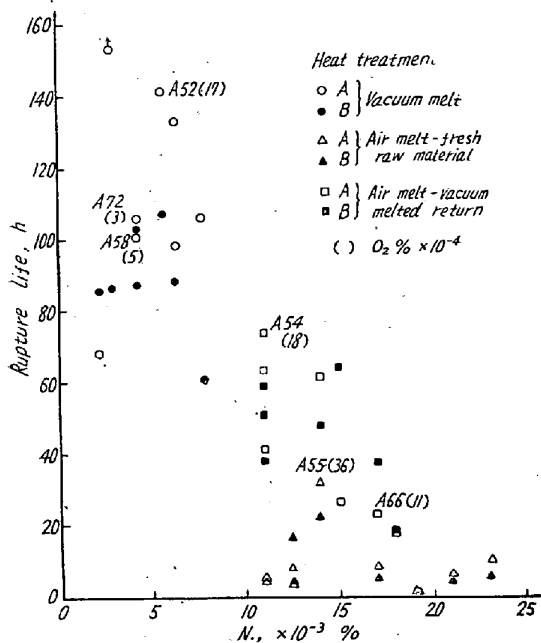


Fig. 5. Effect of nitrogen content on stress rupture life of Nimonic 80A manufactured by vacuum or air melting.

長くなることはすでにのべたとおりである。また同一水準の Ti+Al atm.% にても真空溶解した試料のクリープ破断時間をもつとも長く真空溶解した素材を大気中溶解した試料がこれにつき、新鮮原料を大気中溶解したときはもつともクリープ破断時間が短くなるのがわかる。Fig. 5 はこれらの試料の中 Ti+Al atm.% 4.6~5.8% のもの23種をえらび窒素量とクリープ破断時間と

の関係を示したものである。この場合も Fig. 2 と同様に窒素が少なくなればクリープ破断時間が長くなることが認められる。この場合も窒素量のみによりクリープ破断時間は一定とならず、真空溶解、2種の原料による大気中溶解の3群に区別される。Fig. 5 の若干の試料について酸素量を示すが、Fig. 2 の場合と同様に窒素の外に酸素量が異なることが認められる。

つぎにこれらの中から溶解法および溶解原料の異なる試料7種をえらび窒素、酸素、水素量と熱処理硬度、結晶粒度およびクリープ破断試験結果を Table 3 に示す。

Table 3 によれば既述のごとき溶解法のガス含有量およびクリープ破断時間におよぼす影響は明らかである。真空溶解材はガス含有量はもつとも低く、大気中溶解のうち新鮮原料を使用したときは真空溶解した素材を原料とするときより酸素、水素が高い。すなわちクリープ破断抵抗は窒素の外に酸素または水素が影響していると考えられる。また Table 3 によればクリープ破断時間の短い試料はクリープ破断試験中に軟化しているが、クリープ破断時間が長い真空溶解した試料はクリープ破断試験中の軟化が少ないが、むしろ硬化したもののさえあることがわかる。

Photo. 1~6 は3種の溶解法の電子顕微鏡組織を示す。腐食法は既報の W. Bigelow の電解腐食法によつたものである。同一熱処理状態の試料を比較すれば、真空溶解材にくらべ大気中溶解材は結晶粒界に多くの析出

Table 3. Effect of melting procedure on mechanical properties of Nimonic 80A.

Symbol	Melting process	Ti+Al atm. %	N $\times 10^{-3}$	O $\times 10^{-4}$	H $\times 10^{-5}$	Heat treatment	Brinell hardness		Grain size	Stress-rupture test		Rockwell "C" hardness	
							After aging	$\Delta H$		Rupture lite, h	Elongation, %	Before test	After test
A38	Air-melt-fresh raw material	4.66	20	10	7	A	269	—	2	5.1	1.7	29.7	22.8
						B	283	140	3	5.5	0.7	33.0	28.9
A48	"	4.68	22	18	9	A	262	—	5	8.6	1.3	31.5	29.4
						B	293	145	—	4.9	1.0	31.9	29.0
A50	"	4.73	23	10	—	A	262	—	5	10.3	1.8	30.0	32.3
						B	293	150	—	5.8	1.0	30.2	24.0
A63	Air-melt-vacuum-melted return	4.78	19	22	3	A	275	101	5.5	17.4	1.1	28.4	26.9
						B	293	124	5.5	18.7	3.0	31.1	26.5
A75	"	5.61	16	15	84	A	329	67	5.5	59.4	7.0	36.0	35.1
						B	350	158	6.5	99.0	5.5	37.8	34.8
A43	Vacuum-melt	5.22	10	5	2	A	277	29	3	205.4	1.8	32.4	32.8
						B	311	155	4	86.2	1.3	35.1	32.4
A58	"	5.36	4	5	1	A	269	68	3	100.8	2.2	29.3	29.0
						B	302	154	3	86.8	1.7	32.2	28.2

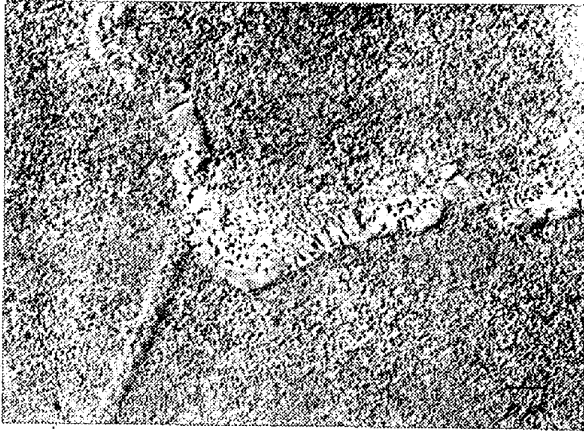


Photo. 1 A38  
1065°C×8h-AC, 700°C×18h-AC  
Hrc 29.7

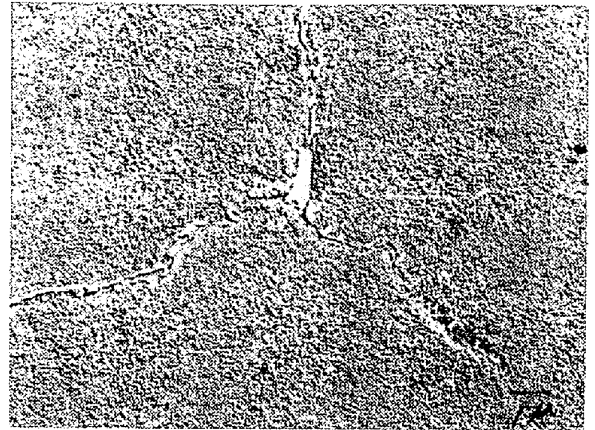


Photo. 4 A63  
1065°C×8h-AC, 700°C×18h-AC  
Hrc 28.4



Photo. 2 A38  
1065°C×8h-WQ, 800°C×2.5h-AC,  
700°C×18h-AC Hrc 33.0



Photo. 5 A43  
1065°C×8h-AC, 700°C×18h-AC  
Hrc 32.4

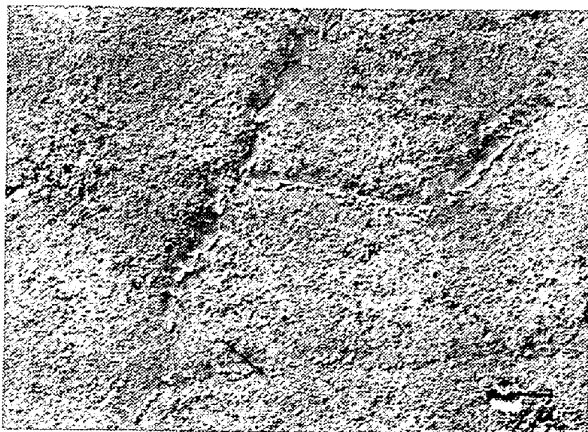


Photo. 3 A63  
1065°C×8h-WQ, 800°C×2.5h-AC  
700°C×18h-AC Hrc 31.1



Photo. 6 A43  
1065°C×8h-WQ, 800°C×2.5h-AC,  
700°C×18h-AC Hrc 35.1

物が多い。

また同一溶解ではクリープ破断時間の短いB処理ではクリープ破断時間の長いA処理より結晶粒界の析出物が多いことは第2報にて述べたとおりである。すなわち真空溶解によりガス含有量が少なくなれば熱処理後結

晶粒界の析出物が少なく、この状態は750°Cのクリープ破断試験中に容易に軟化せぬためクリープ破断抵抗は高くなるものと考えられる。

## VI. 結 論

Nimonic 80A の 750°C におけるクリープ破断特性におよぼす Ti, Al および溶解法により異なるガス成分の影響を調査してつぎの結論をえた。

(1) Ti 2.9% 以下, Al 1.44% 以下では Ti+Al atm.% の増加とともに 750°C のクリープ破断抵抗は高くなる。クリープ破断時の伸びはいずれも低く, Ti, Al の影響は明らかでない。

(2) Ti, Al 量が一定であつても窒素量が多くなればクリープ破断抵抗は低下し, 窒素含有量に影響するのは溶解法で, 真空溶解または真空溶解した素材を大気中溶解すれば新鮮原料の大気中溶解より窒素量は低下し, クリープ破断時間は長くなる。

(3) 溶解法のクリープ破断抵抗におよぼす影響は窒素のみによるものでなく, 酸素または水素量にも依存しており, このため真空溶解および真空溶解した素材を大

気中溶解すればクリープ破断時間は長くなる。

(4) ガス含有量が多くなれば結晶粒界に多く析出物が認められ, クリープ破断試験中に軟化しやすいため破断時間が短くなるものと考えられる。この現象は同一溶解にて A, B 両種の熱処理によるクリープ破断時間の相違の原因とほぼ同様に考えられる。

### 文 献

- 1) 長谷川: Ni 基耐熱合金の時効硬化, 日本鉄鋼協会第 52 回講演大会 (昭和31年10月) にて発表  
Nimonic 80A の機械的性質におよぼす熱処理の影響, 日本鉄鋼協会第 54 回 (昭和32年10月) にて発表, 各種 Ni 基耐熱合金の機械的性質の比較  
日本鉄鋼協会第 55 回 (昭和33年4月) にて発表)
- 2) L. B. Pfeil: Iron & Steel Inst., Special Report No.43, July, 1952
- 3) N. J. Grant et al.: Journal of Metals, Feb. 1954