

Table 2. Mechanical properties of A 286 at 650°C heat treatment: 980°C × 1h O. Q., 800°C × 200h A. C.

Mechanical properties		E 9	E 11
Short time Tensile test	Tensile strength (kg/mm ²)	60.4	59.0
	Elongation (%)	26.3	69.0
	Reduction of area (%)	22.3	60.4

を緩和することも考えられるので割れの生成と成長に対する抵抗が大きくなるのではないかと考えられる。事実過時効熱処理材では析出の初期段階に比して熔解法の差異は組織に顕著な影響をもたらさないのに Table 2 に示すように、機械的性質の差異は前報に述べた実用熱処理材ほどいちじるしくはないにしても依然として存在するからである。

文 献

- 1) 長谷川: 鉄と鋼, 46 (1960) No. 3. p. 381.

(100) A286 の切欠効果に関する二、
三の検討

(A286 に関する研究—Ⅵ)

住友金属工業中央技術研究所

工博 長谷川太郎・○寺崎富久長

Some Remarks on the Notch Effect of
A286 Alloy.

(Studies on the alloy A286—Ⅵ)

Dr. Taro HASEGAWA and Fukunaga TERASAKI.

I. 緒 言

耐熱合金 A286 はジェットエンジンロータや高温ボル

トなど切欠をつけた条件で使用される場合が多く、したがってこの合金におよぼす切欠の影響はきわめて重要な問題である。すでに本合金の切欠強度について前報¹⁾に二、三のデータを報告した。この結果真空熔解した材料は大気中熔解した材料に比し、切欠強化性に顕著な効果をもたらすことが明らかになった。しかしながらこの切欠効果は切欠形状、熱処理、クリープ破断試験条件などにより定められるものであり、これらの諸条件が変化すれば同じ材料でも切欠感受性の度合は当然ことなつてくる。

本報では切欠クリープ破断強度について得られたデータにこの観点より二、三の検討を加え、切欠効果の性質を調査せんとした結果について報告する。

II. 供試材と試験結果

供試材としては簡単のため前報同様、大気中熔解材 E9, 真空熔解材 E11 および消耗電極熔解材 E13 の三種を対象を選んだ。供試材の化学成分を Table 1 に示す。これらの材料に対して二種の熱処理—すなわち、980°C × 1h 油冷後 718°C × 16h 空冷 (符号 N) および 900°C × 2h 油冷後 705°C × 16h 空冷 (符号 P) を行なつた。クリープ破断性質は 650°C, 45.7 kg/mm² の条件で行なつた。切欠試験片は応力集中係数 2.5 (符号 CV1) および 3.6 (代符 CV3) の二種を用い形状は次の通りである。

CV1: 外径 8.5mm φ, 切欠底径 6.0mm φ,
先端 r0.5mm

CV3: 外径 8.5mm φ, 切欠底径 6.35mm φ,
先端 r0.2mm

切欠感受性を示す表示として RTR (切欠クリープ破断時間と平滑クリープ破断時間との比) を用いた。クリ

Table 1. Chemical composition of materials tested.

Marks	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Ti	Al	V	B	N	O
E 9	0.04	0.78	1.39	0.003	0.012	15.49	25.95	1.30	1.92	0.28	0.32	0.0003	0.028	—
E 11	0.06	1.00	1.36	0.004	0.010	15.83	26.86	1.33	2.30	0.23	0.35	0.0016	0.005	0.0008
E 13	0.06	0.67	1.61	0.010	0.011	14.46	25.75	1.11	1.61	0.11	0.27	0.0006	0.014	0.0058

Table 2. Creep rupture life in hours (Testing condition are at 650°C. and 45.7 kg/mm²)

Marks	Heat. Tr.	Smooth specimens	CV1 notched specimens	CV3 notched specimens	R. T. R. (CV1)	R. T. R. (CV3)
E 9	N	(30.0) h	(26.0) h	7.1 h	(0.87)	(0.24)
E 9	P	63.2	16.5	2.2	0.26	0.035
E 11	N	131.2	(2,100)	(13,000)	(16.0)	(99.1)
E 11	P	169.2	(2,100)	(1,430)	(12.4)	(8.5)
E 13	N	21.2	221.7	127.5	10.4	6.0
E 13	P	41.2	171.4	97.9	4.2	2.4

ープ破断試験結果および RTR 値を Table 2 に示す。この中で一部外挿値を用いたが、表中では () で示されている。

III. 検 討

切欠感受性におよぼす切欠形状の影響を便宜上 Fig. 1 に示す曲線で表す。横軸に応力集中係数を取り縦軸に RTR 値を示す。Fig. 1 から本合金の場合材料が切欠強化を示すには応力集中係数に限度があり、これらの切欠強化領域の大きさや RTR の値が材料の切欠感受性によつてことなるものと考えられる。Fig. 1 によれば、この観点から E11 がもつとも切欠強化性に優れ、E13 がこれに次いでおり、E9 はもつとも切欠脆化しやすい材料であることがわかる。

切欠効果におよぼす熱処理の影響については全般に N 熱処理材が P 熱処理材に比して切欠強化性に富んでいることがわかる。前報で報告した時効組織の面からいえば、固溶化処理温度の差異が析出相の固溶化の割合に影響し、固溶化処理温度の低い P 熱処理材では、時効温度が低いにもかかわらず N 処理材に比し G 相等はやや多く、また硬度も高くなっている。前報では、真空溶解材の優れた性質は、主として固溶ボロンの効果によるものと推定し、この効果は析出初期段階の G 相、η 相などの生成を阻止するという観察結果を報告した。この観点か

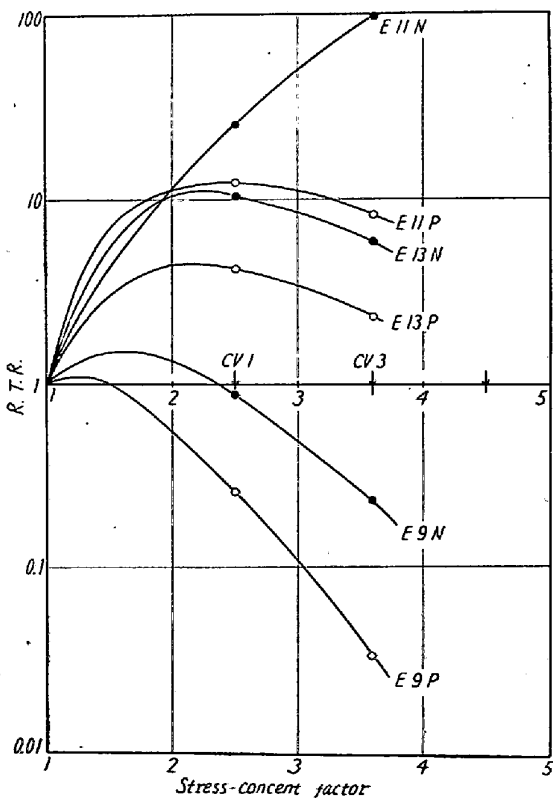


Fig. 1. Relations between stress-concentration factor and rupture-time ratio.

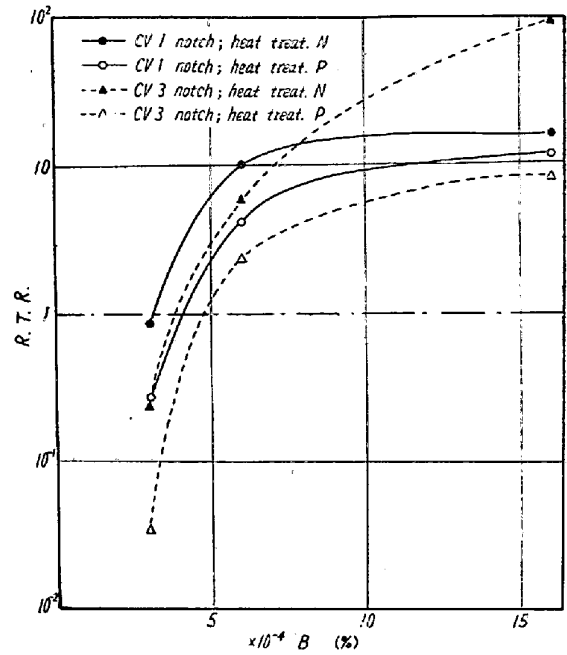


Fig. 2. Effect of boron on rupture-time ratio.

らは P 熱処理材に比し析出初期段階に近い N 熱処理材においてボロンの効果は顕著であることが推察され Fig. 1 の結果を説明できる。Fig. 2 はボロン含有量と RTR の関係を示している。これによればボロン含有量が多くなるにつれて RTR の値も大きくなり、また CV1 切欠に比し CV3 切欠の方が熱処理による RTR の差が大きくなりさらに CV3 切欠ではボロン含有量がふえれば熱処理の影響が大となることが認められる。材料の切欠強化に対して種々の原因が考えられるがその一つに試験中に変化する時効組織の問題が考えられる。Fig. 3 は RTR と試験時間の関係を示しており実線は 45.7 kg/mm² の荷重の場合であり点線は 43.9 kg/mm² の荷重の場合である。Fig. 3 によれば、試験時間が長くなればなるほど RTR の値は大きくなり、また同じ試験時間でも応力が高い方が RTR の値は大きい。このことより時効組織の変化が切欠効果に影響を与え、本合金の場合切欠強化

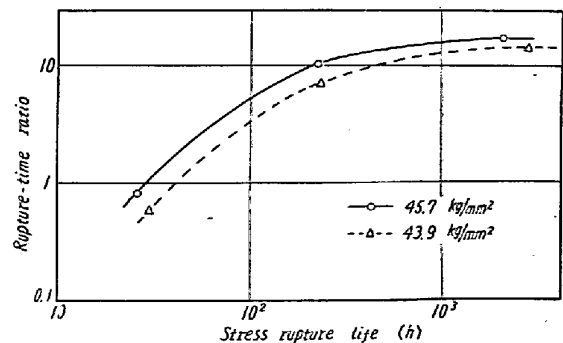


Fig. 3. Relation between RTR and stress-rupture life with CV1 notched specimens as heat-treated N.

の一因となることが推定されるが詳細は目下検討中であり、塑性変形の影響などと併せて報告したい。

文 献

- 1) 長谷川: 鉄と鋼, 45 (1959), No. 9, p. 179~181.
- 2) 長谷川: 鉄と鋼, 46 (1960), No. 3, p. 197~199.
- 3) 長谷川: 鉄と鋼, 46 (1960), No. 3, p. 199~200.
- 4) 長谷川: 鉄と鋼, 46 (1960), No. 10, p. 370~372.

(101) γ' 析出型耐熱合金の高温特性
におよぼす基質組成の影響

(γ' 析出型耐熱合金の系統的研究—I)

日本冶金工業川崎製造所

横田孝三・深瀬幸重・○加藤正一

Influence of Matrix Compositions on High-Temperature Properties of Gamma-Prime Precipitated Heat-Resisting Alloys.

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

Kozo YOKOTA, Yukishige FUKASE
and Shyoichi KATOH.

I. 結 言

数多くの耐熱合金の中で Ti+Al によるいちじるしい析出硬化と高温強度の増加をねらった代表的実用合金に Nimonic 80A, 90, 100, Inconel X などがあり、これら合金の特性は Ni 基超耐熱合金特有の性質と考えられていたが、M-252, Udimet 500, Inco 700, Waspaloy

などのごとく Ni 基合金が改良発展すると同時に、一方では Fe 基オーステナイト系合金においても同様の効果をねらった A-286, W-545 などが現れてきており一連のものとして考察してよいであろう。これら耐熱合金はいずれも数種の炭化物および金属間化合物などの相を析出するが、主として $Ni_3(Al, Ti)$, γ' 相の析出がいちじるしい時効硬化性と高温強度の増加に寄与していることは明らかである。しかし Ni 基合金と Fe 基合金のごとく基質組成がことなつた場合にまったく同様の効果が得られるかどうかの系統的研究は未だなされていない。われわれはこの点に着目し Ni 基合金から Fe 基オーステナイト系合金にいたるまで、Fe, Co を単独および複合添加し基質組成を変化させた各種合金に Ti, Al いずれも 2%一定量添加し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

試料の化学組成を Table 1 に示す。組成の配合目的は、実用耐熱合金の基質組成を包含しつつ、Ni 基合金から Fe 基オーステナイト系合金にいたるまで基質組成を変化させることにある。すなわち Fe-Ni-Cr 三元系および Fe-Ni-Cr-Co 四元系のオーステナイト相内で変化させることが適当と考え、Cr を 16% 一定にし、まず Co 0%, 10%, 20%の三系列を選び、1) Co 0% 系列に Fe を 0, 20, 40, 55%, 2) Co 10% 系列には Fe 0, 10, 30, 50%, 3) Co 20% 系列には Fe 0, 20, 40%を加えた計 11 種合金につき、それぞれ Ti, Al 2%ずつ一定量添加したものである。試料の溶製は、いづれも純金属およびフェロアロイを用い 25 kW 高周波誘導炉にて約 10 kg 溶解し、40mm ϕ \times 100mm の金型に鑄込んだものを、2000 アンペア真空アーク溶解炉にて約 1mmHg 下で二段溶解を行なつた。得られた鋼塊は 16 mm ϕ 丸棒にまで鍛伸し各種試験の供試材とした。

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

	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Co	Fe	Ti	Al
CoF0	0.052	0.49	0.85	0.007	0.010	16.70	77.05	—	0.86	1.83	1.95
CoF2	0.075	0.53	1.02	0.011	0.010	16.50	60.00	—	19.33	1.94	1.83
CoF4	0.063	1.16	0.92	0.004	0.012	16.21	35.41	—	42.10	1.90	1.95
CoF5	0.059	0.68	1.18	0.011	0.007	16.20	25.11	—	51.80	2.36	2.12
C1F0	0.057	0.52	1.12	0.007	0.010	16.43	67.80	10.12	0.70	1.84	1.68
C1F1	0.064	0.59	1.26	0.007	0.007	15.25	59.41	9.75	9.90	2.05	2.16
C1F3	0.052	0.79	1.36	0.012	0.010	16.27	40.85	9.88	26.60	2.35	2.20
C1F5	0.065	0.76	1.19	0.011	0.007	16.52	21.03	9.90	46.00	1.98	1.90
C2F0	0.057	0.49	1.43	0.009	0.010	16.17	56.80	19.65	1.90	2.13	1.94
C2F2	0.060	0.66	1.24	0.012	0.010	16.42	37.75	18.50	21.00	1.95	2.05
C2F4	0.061	0.78	1.25	0.012	0.007	16.36	20.80	19.44	37.00	1.95	2.20