

鋼塊は 1200°C~1000°C 間で鍛造し、1200°C×1h 水冷の溶体化処理をした試料について、700°C~900°C の時効硬化性試験を、また 800°C×4h 空冷の時効処理をした試料について 700°C~900°C におけるクリープ破断試験を行なった。また、各試料の常温と高温の短時間引張試験についても検討した。

III. 実験結果

1. 時効硬化性

高圧の N 雰囲気中で溶製したものほど N 含量が多くなるが、(Table 1 参照)、これに比例して溶体化試料の硬度もまた、その時効硬度も高くなる。Fig. 1 に 700°C の場合を示したが、800°C, 900°C でも時効硬化の度合が減るだけでその傾向は変わらない。一方、大気中溶解して N を添加した No. 2 は 4 気圧の N 雰囲気中で溶解した N-4 とほとんど同一の化学組成をもつが、100 時間以内での硬化が大きい。これは No. 2 が N-4 よりもわずかながら C が多いことが原因しているものと思われる。

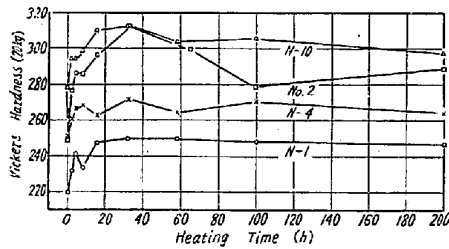


Fig. 1. Hardness of the alloys prepared by various melting procedures versus heating time at 700°C.

2. 常温および高温の機械的性質

Fig. 2 に示すごとく、高圧の N 雰囲気中で溶解した試料ほど N 含量が多いために常温強度も、700°C の高温強度も高くなり、伸びは低下する。この場合 N の少ない試料は高温では常温よりもかえって伸びが低下し、N のもつとも多い試料は高温の方が伸びが大きく、その中間の N 濃度のものは常温も高温もほとんど変わらない。

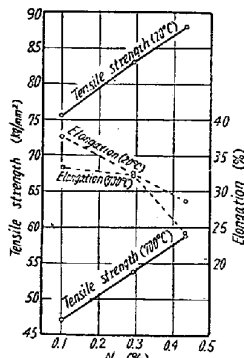


Fig. 2. Effect of nitrogen on the mechanical properties of the alloys at room temp. and at 700°C.

3. クリープ破断試験

前報と同様に径 6mm, 標点距離 30mm の試験片を用い 700°C で 26 kg/mm², 800°C で 14 kg/mm²,

900°C で 8 kg/mm² の応力下の破断時間を求めた。その結果は Fig. 3 に示すごとくで、いずれの温度においても 0.29% N 付近で破断時間のピークを示し、それより N が少なくても多くても低下する。また破断伸びは 800°, 900°C の試験では N の多い試料の方が低い。Table 2 に大気中溶解して N を添加した No. 2 の結果を示したが、N 雰

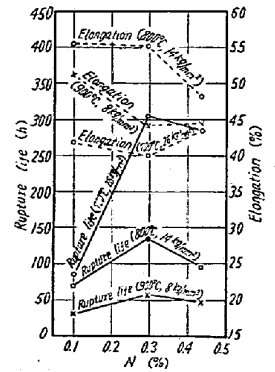


Fig. 3. Effect of nitrogen on rupture life and elongation of the alloys melted in atmosphere of N₂.

Table 2. Rupture life and elongation of No.2 alloys melted in air.

Temperature (°C)	700	800	900
Stress (kg/mm ²)	26	14	8
Rupture life (h)	420·0	191·0	105·8
Elongation (%)	35·4	39·3	28·4

囲気中で溶製した N-4 と比べてつねに破断時間が長く、伸びが小さい。No. 2 と N-4 はほとんど同一組成であるが、前者の方がわずかに C が高く N が低い。C 濃度のわずかの相違が時効硬化性にも大きく影響することから、No. 2 の破断時間の増加にも役立つしていると考えられるが、N 雰囲気中で溶製した試料のいちじるしい破断伸びの増加は酸素ガスを含まぬこの種の溶解法の注目すべき特徴といえよう。

(99) A286 の時効組織と割れの進行に関する二、三の観察 (A286 に関する研究一V)

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 Observations on the Relation of Precipitates to the Crack Propagations of A286 Alloy. (Studies on the alloy A286-V)
Dr. Taro HASEGAWA and Fukunaga TERASAKI.

I. 緒言

前報¹⁾では耐熱合金 A286 の時効析出相について、その種類と析出過程の概要について述べ、時効組織におよ

Table 1. Chemical composition of materials testd.

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	3×10^{-4}	28×10^{-3}	—
E 11	0.06	1.00	1.36	0.004	0.010	15.83	26.86	1.33	2.27	0.23	0.35	16×10^{-4}	5×10^{-4}	7×10^{-4}

ぼす真空溶解の効果は、粒界析出相の生成を遅くするという観察結果を報告した。

本報では時効析出相の高温強度におよぼす影響をみるために割れの進行と析出相の関係について調査した二、三の観察結果について報告する。

II. 供試材と調査方法

供試材は前報¹⁾に報告した大気中溶解材 E9 および真空溶解材 E11 でその化学成分を Table 1 に示す。規格による実用熱処理では析出相はあまり生長せず、割れの起点や伝播を観察するのに十分でないので、 $980^{\circ}\text{C} \times 1 \text{ h}$ 油冷の後 $800^{\circ}\text{C} \times 200 \text{ h}$ 空冷の過時効熱処理を行なった。これらの結果を利用して実用熱処理すなわち、 $980^{\circ}\text{C} \times 1 \text{ h}$ 油冷後 $718^{\circ}\text{C} \times 16 \text{ h}$ 空冷の熱処理についても同様な観察を行なった。

破断方法としては過時効熱処理材については、 650°C 短時間引張破断および平滑クリーブ破断を行ない、実用熱処理材については他に切欠クリーブ破断についても行なった。破断後の試験片は破断面に垂直方向に中心部を縦断し、破面近傍を顕微鏡試料に供した。腐食は 92% HCl-3% HNO₃-5% H₂SO₄ による化学腐食を行なった。

III. 結果と検討

(1) 割れの進行におよぼす析出相の役割

光学顕微鏡写真によれば割れは破面より数 mm 内部にもかなり多く存在し、このことより破壊にいたる割れは単一のクラックの生長によるよりもむしろ多数のクラックの結合によつて生ずるものと考えられる。電子顕微鏡写真によれば、クラックの起点となる相は主として G 相であつて、クラックは G 相と粒界にそつて生長し結合する。ついで η 相末端がクラックの形成に寄与している。粒内生成物はクラックの起点となり得るが粒内のクラック伝播抵抗が高いためか大きく生長せず、したがつてこのような粒内生成物が分散しているかぎり重要ではないと考えられる。また η 相についても、実用

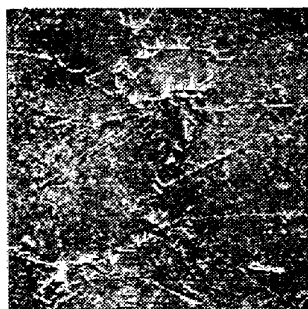


Photo. 1. Nucleation of microcracks at the edge of G phase. $\times 3,000$ (2/3)



Photo. 2. Propagation of microcracks along the G phase and the grain boundary. $\times 3,000$ (2/3)

熱処理の場合大気中溶解材にのみ若干析出する程度であり実用上重要でないと考えられる。Photo. 1, 2 に G 相に關係した割れの一例を示す。

(2) 割れの進行におよぼす破断方法の影響

切欠クリーブ破断では破断部近くの微小割れは少なく、平滑クリーブ破断では多くの微小割れが観察された。これらの場合には、ほとんどの場合 G 相と粒界が割れの生成と成長に寄与している。 650°C 短時間引張破断では、割れは比較的太く短いものが多く、また G 相と粒界を伝播するもの他に粒界のみや、また粒内にもいくつかの割れが観察された。このことから変形速度が早くなればなるほど G 相や粒界などの割れ発生に対する感受性が低下すると思われる。また真空溶解材の短時間引張破断では粒内破断を示し、粒界が強化されていることを示している。結晶粒の変形は切欠クリーブ破断がもつとも少なく、ついで平滑クリーブ破断、 650°C 短時間引張破断となるにしたがつて大きくなつていく。

(3) 割れの形態におよぼす溶解法の影響

全般に真空溶解材の方が粒の変形はいちじるしく、また微小割れの数も大気中溶解材に比して多く、その生成領域も広いことが観察された。このことは真空溶解した材料では割れの成長がより困難であり、割れが生長して破面を形成する以前に他の部分により多くの割れが発生するものと推定される。また塑性変形抵抗が同じでも、割れの生長が困難な材料では、より多くの塑性変形を生ずるものと思われる。これに対する原因として前報で述べた析出速度の場合と同様固溶ボロンの影響が考えられる。粒界に集まる固溶ボロンが粒界の格子欠陥を緩和するものとすれば、割れに有害な析出の生成を遅らすということの他に、粒界自体の強化に寄与していることも考えられる。また粒界と同様 G 相や η 相と地との間の欠陥

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