

耐熱鋼A286のクリープ破断性質における 切欠効果に関する 2, 3 の検討*

長谷川太郎**・寺崎富久長***

Some Remarks on the Notch Sensitivity in Creep Rupture Properties of Heat-Resisting Alloy A286.

Taro HASEGAWA and Fukunaga TERASAKI

Synopsis:

The notch sensitivity of creep rupture properties of alloy A286 were reported. The effect of notch forms, heat treatments, melting processes, and the short-time tensile properties on the notch sensitivity were investigated. Changes in hardness, microstructure, and the nucleation and propagation of microcracks at the notch root during creep rupture test were also investigated.

Since the plastic flow was constrained under notch condition, the notch sensitivity of this alloy was much affected by microstructure, that is, the resistivity to the nucleation and propagation of microcracks was significant for the notch sensitivity. Reduced resistivity was greatly due to the presence of grain boundary precipitates such as G phase and η phase, as mentioned in the previous paper (Tetsu-to-Hagané, 46 (1959) 9, p. 1029; zairyo-shiken, 10 (1961) 90, p. 70)

From the above mentioned point of view, the effects of notch forms, heat treatments, melting processes, and also the short-time properties on the notch sensitivity were discussed according to the experimental results.

I. 緒 言

耐熱鋼 A286 はジェットエンジンのロータ材や高温ボルト材など切欠をつけた条件で使用に供せられる場合の多い材料であり、したがって本合金のクリープ破断性質におよぼす切欠効果の影響は極めて重要な問題である。すでに本合金の切欠クリープ破断強度については2, 3のデータを報告しているが¹⁾, この結果真空溶解材では大気中溶解材に比して顕著な改善を示すことが明らかとなった。しかしながらこの切欠効果は温度, 応力, 切欠形状などの試験条件によつて, また成分, 熱処理, 溶解法, 加工などの諸因子によつて変化するものと考えられ, これらの点については幾らかの報告も出ており, また解説などもある²⁾。しかしながら現段階においてはこれらの諸因子の影響は必ずしも一定の傾向を示さずクリープ破断強度における切欠の影響については定説といったようなものは見られないようである。

本報で述べる実験はクリープ破断性質に対する切欠の影響について2, 3の検討を加えることによつて, 切欠強度の判断に対する一資料に供すること, およびより切欠強化性に富む材料を得るための資料に資するため行なったものである。この観点から本報ではまず最初に切欠

効果におよぼす切欠形状, 溶解法, 熱処理の影響について実験結果を報告し, 次にクリープ試験中に生ずる諸変化の調査結果を報告し, 最後に高温短時間引張性質などとの対応について述べ本耐熱鋼の切欠効果の要因について若干の検討を行ないたい。

II. 切欠効果におよぼす切欠形状・ 溶解法・熱処理の影響

(1) 供試材と実験方法

供試材として Table 1 の中から溶解法の異なる次の4種を実験に供した。すなわち大気中溶解材 E9, 真空溶解材 E11 アルゴン雰囲気中で消耗電極溶解した E13, および真空中で消耗電極溶解した E23 である。熱処理としては規格による次の2種を行ない比較した。すなわち

熱処理 P: 900°C × 2h 油冷後 705°C × 16h 空冷

熱処理 N: 980°C × 1h 油冷後 718°C × 16h 空冷

クリープ破断試験は 650°C の温度で荷重 45.7 kg/mm²

* 昭和36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

Table 1. Chemical compositions of materials used. (%)

Change No.	Melt. process	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Ti	Al	V	B	N	O	H
E 9	Air	0.04	0.78	1.39	0.003	0.012	15.45	25.95	1.30	1.92	0.28	0.32	0.0003	0.028	—	—
E11	Vac.	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	8×10^{-5}
E13	Arc in Ar	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	28×10^{-5}
E15	Air	0.04	0.90	1.27	0.004	0.019	15.90	26.56	1.17	2.35	0.19	0.40	0.0001	0.009	0.0022	—
E23*	Arc in Vac.	0.045	0.55	1.38	0.013	0.012	15.33	26.15	1.18	1.95	0.23	0.38	0.0030	0.007	0.0037	3×10^{-5}
E24*	Arc in Vac.	0.04	0.63	1.50	0.013	0.012	15.61	26.52	1.23	1.77	0.25	0.37	0.0043	0.008	0.0029	3×10^{-5}

* Boron was added as chemical component.

Table 2. Results of creep rupture test.

Charge No.	Heat treatment	Creep rupture test 650°C, (Stress=45.7 kg/mm ²)						R. T. R.		
		Smoothed bar			CV 1	CV 3	CV 4	CV 1	CV 3	CV 4
		Life (h)	Elong. (%)	R.A (%)	Life (h)	Life (h)	Life (h)			
E 9	N P	(30.0)	(2.5)	(3.1)	(26.0)	7.1	2.8	0.87	0.24	0.093
		63.2	2.1	3.7	16.5	2.2	4.1	0.261	0.035	0.066
E11	N P	131.2	32.0	44.3	(2100.0)	(13000.0)	2173.2	16.0	99.8	16.6
		169.2	25.8	57.1	(2100.0)	(1430.0)	1098.2	12.4	8.45	7.08
E30	N P	21.2	8.6	10.6	221.7	127.5	96.2	10.5	6.01	4.54
		41.2	3.0	13.6	171.4	97.9	77.6	4.16	2.38	1.88
E23	N P	51.8	16.7	26.7	>648.0	723.0	924.5	>12.1	14.0	17.8
		70.7	19.2	24.8	>168.0	219.5	219.0	> 2.37	3.11	3.09

() extrapolated value

で行ない、平滑試験片および規格による CV1, CV3 の兩種切欠付試験片によるクリープ破断を行なつた。この他に特に切欠形状の影響を調べるため CV4 の切欠試験片を作成し、同じ条件下で試験を行なつた。これらの切欠形状を Fig. 1 に示す。

(2) 実験結果と検討

切欠効果を示す目安として R. T. R. すなわち切欠ク

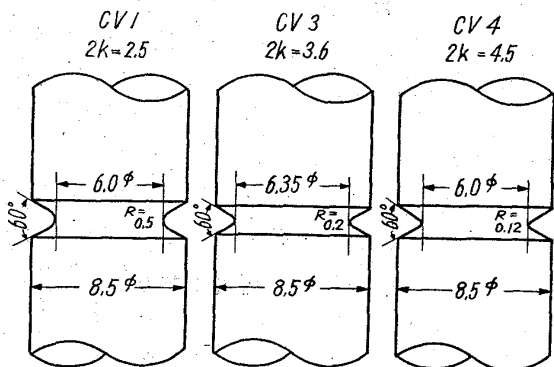


Fig. 1. Notch forms of specimens of creep rupture tests.

リープ破断時間と平滑クリープ破断時間の比をとること

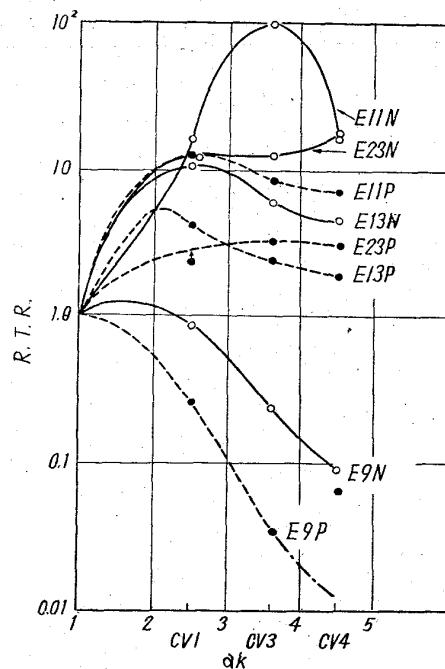


Fig. 2. Relations between R.T.R. and stress concentration coefficient.

にする。実験結果および R. T. R. の値を Table 2 に示す。Table 2 に示した結果より切欠形状と切欠効果の関係を示すため Fig. 2 のごとく表わす。Fig. 2 では縦軸に R. T. R. の値を、横軸には応力集中係数の値をとった。Fig. 2 の結果を要約すると次のようになる。

(a) 切欠強化特性は材料によつて異なり、また切欠形状によつても異なる。Fig. 2 のごとき切欠特性曲線は切欠感受性の高い E9P を除いて大体一定の傾向を示している。すなわちある応力集中係数のところで最大値をもつ傾向にある。この観点から E23N は未だ最大値に達せず、また E9P は最大値以後の領域の状態にあると考えられる。

(b) 熱処理の影響はすべての材料すべての領域で N 熱処理の方が P 熱処理に比して R. T. R. の値は高くなっている。したがつて N 熱処理の方が P 熱処理に比して切欠強化性にすぐれた熱処理法と言える。

(c) 溶解法の影響は R. T. R. の絶対値では E11 (マグネシヤ増埒真空溶解材) が最も高く次いで E23 (真空中消耗電極溶解材) E13 (アルゴン雰囲気消耗電極溶解材), E9 (大気中高周波溶解材) の順となっている。しかしながら R. T. R. の最大値を示す応力集中係数の値もしくは切欠強化領域の広さでは E23, E11, E13, E9 の順を示すようである。したがつて本実験の範囲では E11 が最も切欠強化性に富むと考えられるがさらに鋭い切欠を付した場合には E23 の方がよりすぐれていると推定される。

上記の実験の結果同じ切欠を付した場合にも材質によつて切欠強化性の度合は全く異なるものであることが明らかとなった。田中²⁾の考えによれば、切欠を付した場合には三次元応力分布を呈し、彼の計算では切欠による八面体剪断応力の減少の度合と 13Cr 鋼の場合の切欠強化性の度合が一致するところから切欠効果の要因を説明している。しかしながら本実験の結果ではこの種の応力計算のみでは満足な結果は得られない。すなわち R. T. R. 値の材質的变化やとりわけ切欠脆弱化を説明出来ない。したがつて切欠効果には材料固有の性質も重要な因子と考えられる。この材料固有の性質およびこれにおよぼす溶解法、熱処理の影響は次項で述べる。

III. クリープ破断試験中における諸変化

(1) 供試材と実験方法

本項の実験に使用した供試材は残材の都合により、上記 E23 の他に大気中溶解材として E15 を用い、また E23 と同じ溶解条件の E24 をも用いた。実験方法のひとつは、(1)と同様の実験条件でクリープ破断試験

を行ない、破断にいたる各段階で試験を中断し、切欠形状の変化を測定した後、それぞれ試験片を軸方向に平行に切断し、組織の変化および亀裂発生の状態を観察した。これに用いた材料は E23 および E15 であり、また熱処理は N 熱処理のみについて行なつた。切欠形状は CV1 および CV3 の 2 種について行ない中断時間は次の通りである。

E15: CV1(破断 32・0h) 0・5h, 1・0h, 5・0h, 15・0h

〃: CV3(破断 17・0h) 0・25h, 0・5h, 3・0h, 10・0h

E23: CV1(破断 650・0h) 1・0h, 10・0h, 50・0h,
53・0h

〃: CV3(破断 723・0h) 2・0h, 15・0h, 100・0h,
174・0h

他の一つは試験片の径方向の硬度変化を見るため、上記の 16 個の縦断試験片の他に P 熱処理をした E24 についてそれぞれ 8h, 100h (破断時間は 219・5h) で試験片を切欠底で軸方向に直角に横断した断面について切欠底面の径方向の硬度を測定した。硬度の測定には、試料を十分に電解研磨した後マイクロピッカース硬度計にて荷重 100g で測定した。

(2) 実験結果と検討

(a) 切欠形状の変化

クリープ破断試験中の塑性変形による切欠形状の変化を 50 倍に拡大して測定し、試験前との切欠形状の差異を求めたが、いずれも本実験範囲では変化が認められずしたがつて試験中の切欠形状の変化は本合金の切欠効果に重要な影響をもつものとは考えられない。

(b) 切欠底での径方向の硬度変化

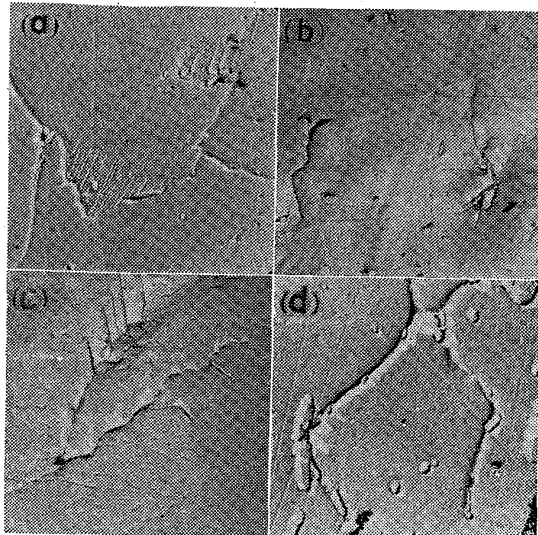
切欠底での径方向の硬度変化は、切欠底と中心部では塑性変形量やまた硬度に寄与する r' 相などの析出形態に差異が生ずるものと考えられたので詳細に測定したが予期に反して、いずれも本実験の範囲では顕著な差異は見られなかつた。

(c) 切欠底での組織変化

切欠底と中心部、もしくは切欠部以外の場所での組織変化を観察した。切欠底と他の部分とでは光学顕微鏡では全く差異は認められず、また電子顕微鏡でも長時間経過のものにやや時効の進んだ形態が見られたが、いずれにしても本実験の範囲では有意な差異は認められないと言える。

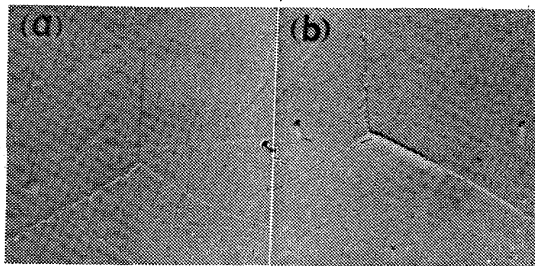
(d) 亀裂発生の状態、その他

亀裂発生の状態を観察するため光学顕微鏡および電子顕微鏡によつて腐食前および腐食後の軸方向縦断面を観察した。その結果は次の通りである。すなわち大気中溶解材 E15 の CV1 切欠材については 0・5h の試験で



(a) 0.5h, etched
(b) 0.5h, non-etched
(c) 5h, non-etched
(d) 15h, etched

Photo. 1. Micro structures of E15 (CV1) after creep tests. $\times 3000$ (3/5)



(a) 2h, etched (b) 100h, etched

Photo. 2. Microstructures of E23 (CV3) after creep tests. $\times 3000$ (3/5)

は亀裂は認められなかつたが 1.0h では Photo. 1(a) (b)に見られるごとく G 相, η 相, 粒界などに亀裂が生じているのが観察され前報⁴⁾と同様の傾向を示した。また Photo. 1(c) に 5h 後の亀裂, (d) に 15h 後の亀裂を示すように亀裂は試験時間の経過とともに大となり, また数も増加する傾向が認められる。CV3 の場合にもこれとほぼ同様で微細亀裂は 0.5h 位から観察された。真空中消耗電極溶解材ではこの傾向は若干異なる。すなわち G 相の析出も小さく, また η 相の析出もほとんどみられないので亀裂と組織との対応については観察が困難であつた。亀裂の発生については明らかでないが亀裂らしきものは CV1 切欠の場合 1h でもみられ, また CV3 の場合にも Photo. 2(a) に示すごとく 2h でも認められる。しかしながらこれらの亀裂は Photo. 2 (b)にみられるごとく 100h の試験でも試験時間の増加とともにいちじるしい成長は示さない。また亀裂の発生場所的差異はいずれも切欠近辺が多い。(Photo. 1, 2 はいずれも切欠底近辺のものである。)

以上の観察は電子顕微鏡によるものであるが, 光学顕微鏡では明らかな亀裂は認められなかつた。また光学顕微鏡で数〜数十ミクロンの void がかなり見られたがこれらは上記の実験範囲では試験中に変化せず, したがってクリープ破断強度には本質的でないと考えられる。電子顕微鏡的には亀裂発生の初期段階で数百 Å 程度の大きさの void の点列も存在したが亀裂発生の過程についてはさらに検討を要する。

未沢⁵⁾らによれば切欠強化性の最も重要な因子として切欠形状と材質の試験中における変化をあげている。本試験の範囲では切欠形状は顕著に変化せずまた切欠効果の材質の差異は本試験範囲では十分に認められるのでこの観点からは切欠効果を説明出来ない。試験中の時効組織の変化も観察の範囲では顕著ではない。しかしながら試験前の組織は両者でかなり異なっていることは Photo. 1, 2 から明らかであり, 大気中溶解材では真空中溶解材に比して粒界近辺に析出する G 相や η 相の析出相がよりいちじるしい。前報ではクリープ破断試験で発生する亀裂とこれらの析出相との関係について報告し, その結果この種粒界析出相の存在は亀裂感受性を増大せしめることが得られた。これらの結果と本実験の結果から真空中溶解材では大気中溶解材に比して亀裂の生長伝播に対する抵抗がより大になっているものと考えられる。また次報で詳しく述べるごとく, 熱処理 N と熱処理 P との差異は組織の観察から明らかに G 相などの粒界析出相は熱処理 P の方に多く認められ, この意味から熱処理 P の材料は熱処理 N に比して亀裂感受性が高くなっているものと考えられる。この結果とクリープ破断試験結果からみてこの種の亀裂感受性の影響が本合金の切欠効果に重要な因子であることが考えられる。

IV. 切欠効果におよぼす抗張力, 延性などの影響

(1) 供試材と実験方法

本項では今迄に行なつた本合金の鍛伸材のクリープ破断試験結果の中から, 650°C で 45.7 kg/mm² の試験条件のデータのすべてについて 650°C 引張性質との対応から検討を加えた。供試鋼は大気中高周波溶解, 真空溶解 (マグネシア坩堝, アルミナ坩堝), 消耗電極溶解 (アルゴン雰囲気 真空中) などの溶解法をとられたもので, 熱処理は N 熱処理, P 熱処理の両種で切欠形状は平滑材の他に CV1, CV3 の 2 種である。650°C 短時間引張試験は 1mm/mn の引張度で行なつたものである。

(2) 実験結果と検討

(a) 切欠効果におよぼす抗張力の影響

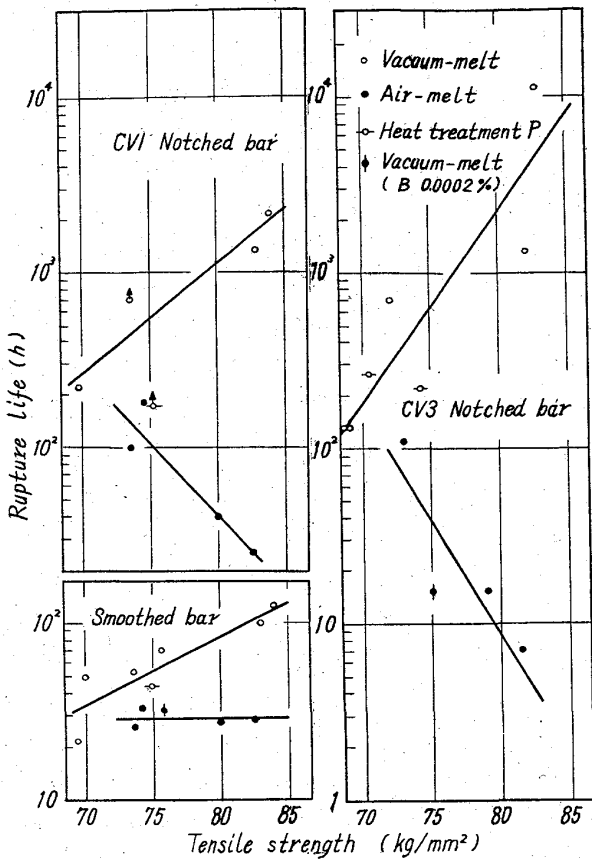


Fig. 3. Relations between rupture life and tensile strength.

650°C 短時間引張試験の結果と切欠効果の関係を調べるためまず最初に抗張力とクリープ破断時間との対応を調べた。これらの間にはそれ自身一義的な対応は示さなかつたが Fig. 3 に示すごとく、粗く分けて、真空溶解材と大気中溶解材に分離すると一つの傾向が認められる。すなわち平滑クリープ破断時間は大気中溶解材では抗張力に依存しないが、真空溶解材では抗張力が大になるにつれて破断時間も大となる傾向を示している。また切欠クリープ破断では、大気中溶解材は抗張力が大になるにつれて破断時間は小となる傾向をもつに対し真空溶解材ではこの逆の傾向をもつ、さらにこの傾向は本実験の範囲では切欠形状が鋭くなるほど顕著になる傾向を示している。この結果から R. T. R. 値は抗張力が大になるほど真空溶解材では大になるのに反して、大気中溶解材ではこの逆の傾向をもつと言える。この抗張力とクリープ破断時間との関係は、抗張力の代りに常温硬度や 650°C 降状点をとつても同様の傾向が得られたがいずれにせよクリープ破断性質が多くの因子に依存しているためこの程度の整理ではデータのばらつきは避けられない。ただ注意すべきは真空消耗電極溶解でボロン含有が $2 \times 10^{-4}\%$ のもの (他の真空溶解材はすべて $5 \times 10^{-4}\%$

以上であり大気中溶解材は $1 \sim 3 \times 10^{-4}\%$ 程度) は Fig. 3 に示すごとく大気中溶解材と類似の性質を示した。このことは溶解法の差異がボロン含有量に関係している一例と考えられる。

(b) 切欠効果におよぼす延性の影響

ここでは材料の延性の目安として 650°C 短時間引張試験での破断伸びと平滑クリープ破断伸びをとる。平滑クリープ破断時間は各供試材について 20~130 h の差異があり、したがって伸び速度や試験中に受ける経時的変化も異なってくる。この意味で短時間引張破断時の伸びをとり上げた。しかしながらクリープ破断過程とこのような伸び速度の大なる引張破断過程には差異があると考えられるのでこの意味から平滑クリープ破断時の伸び量についても比較検討した。Fig. 4 に引張破断伸びと平滑クリープ破断時間および R.T.R. 値との関係を示す。この図から次のことがわかる。すなわち平滑クリープ破断時間および R.T.R. 値は延性の増大とともに増加し、この傾向は切欠形状の鋭いものほど顕著な傾向を示している。平滑クリープ破断時の伸びの場合には(図省略)平滑クリープ破断時間のばらつきが若干大になることと R.T.R. の伸び依存性および切欠形状の差異がややいちじるしくなることを除いてほとんど差異は示さない結果を示した。切欠結果におよぼす材料の硬度や延性の影響については種々の文献もあるが A286 型合金については見当たらないようである。比較的良好似た合金では

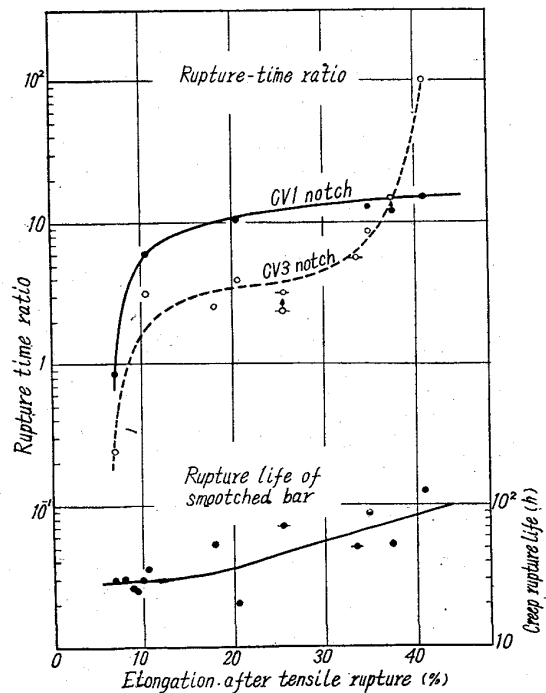


Fig. 4. Relations between R.T.R. and elongation after tensile rupture.

Discaloy について行なつた HULL らの⁹⁾報告がある。その結果によれば、平滑および切欠 (応力集中係数 $3 \cdot 9$) クリープ破断強度ともにある硬度値で最大の値をとり、この最大値を示す硬度レベルは切欠クリープ破断の方が平滑に比して低い硬度レベルを示している。本実験の結果はこのような傾向は見られなかったが、本実験の硬度範囲はちょうど HULL らの平滑クリープ破断の最大値近辺に相当し、HULL らの結果では、この領域では切欠クリープ破断時間は硬度の増加とともに低下する領域に相当する。このような観点からの結果を見れば、次のように考えることが出来よう。すなわち大気中溶解材では平滑クリープ破断強度は最大値近辺の領域に相当し、また切欠クリープ破断強度はすでに硬度 (本実験の場合抗張力で示してあるが降伏点硬度も同様) の増加につれて減少する領域に相当する。一方真空溶解材の方では、平滑材、切欠材とも未だ最高値に達せず硬度の増加とともにクリープ破断強度は増加する領域にあるものと考えられる。

延性の影響については HULL らの結果も本実験と全く同様な結果を示しており、切欠効果を応力比 (NRSR) で示しているが、平滑クリープ破断伸びが 5% 以下 (本実験の場合 3~4% 以下) では切欠脆弱化を示している。このように延性は切欠効果の一つの目安と考えられるが、しかしながら切欠脆弱化を与える伸び量の限界は供試材の種類によつてかなりの変化を示すものと考えられる²⁾。

V. 考 察

クリープ破断におよぼす切欠の影響を知るためには、切欠をつけたことによる塑性応力分布の場所的および経時的变化を評価しなければならないが、このこと自身非常に困難な問題である。したがつて本報では簡単な方法で切欠効果に対する定性的な説明の骨子を述べ本実験結果の説明に供したい。切欠を付した場合には、塑性変形の開始は切欠部断面で生ずるものと考えられるが、この塑性応力は三軸応力による拘束のため平滑材に比して q 倍だけ上昇するものとする。OROWAN⁸⁾ はこの q を塑性拘束係数と名づけており、この q の値は一般に応力-歪曲線の形にもよるが、切欠深さが深くなるほどまた切欠先端の R が鋭くなるほど大となるが計算によれば 3 程度が限度とされている⁸⁾。この切欠をつけたことによる塑性応力の上昇は、クリープ破断性質に対して平滑材における塑性応力の上昇 (本合金では析出硬化による) と同種の寄与をすると考えると以下に述べるように

本実験結果を説明することが出来る。Fig. 3 の横軸は抗張力で示してあるが、本実験の場合、硬度や降伏点でもつても同様の傾向を示したので、これらを以下塑性応力として論ずる。ここで Fig. 3 の結果を説明する図を Fig. 5 に示す。今塑性応力が $\sigma_1 \sim \sigma_2$ の間の材料を平滑クリープ破断せしめると (●印) で示す如き値が得られるがこの材料に切欠をつけると塑性応力は $q\sigma_1 \sim q\sigma_2$ の間の平滑クリープ破断時間に相当した結果 (×印) が得られることになり、これを $\sigma_1 \sim \sigma_2$ の領域での切欠クリープ破断時間に直せば、(○印) のごとくなる。ただしこの場合クリープ破断現象を亀裂の生成伝播の確率過程と考えると、破壊発生領域は切欠材の方が小となるので、切欠の場合破断時間は α 倍だけ増加せしめてある。Fig. 5 (a) は大気中溶解材の場合であり、(b) は真空溶解材の場合である。このように考えると、本実験結果を定性的に説明することが出来る。

塑性応力が高くなればクリープ破断強度は一般に大になるものと考えられるが、しかしながら余りに塑性応力が大になると、発生した亀裂の生長が塑性変形によつて緩和され難く、このため容易に破断にいたるので、逆に破断時間が短くなるのが最大値の存在する原因ではないかと考えられる。真空溶解材と大気中溶解材との差異はこの最大値を与える塑性応力 σ_c の大小によると考えられるので、従つてこの差異には亀裂の生成伝播に対する感受性の差異が重要と推定される。前報⁹⁾ならびに本実験の亀裂伝播の観察では、破壊は微細亀裂の生長と結合によつて生じ、また大気中溶解材は真空溶解材に比してより容易に生長伝播することが見られたが、この事実は上記の推定とよく対応している。

このような観点とさらに進めて Fig. 2 の結果を検討すれば次のようになる。すなわち塑性拘束係数 q は切欠形状が CV1, CV3, CV4 となるにつれて増加すると考えられるがこの q 値の増加を塑性応力の増加と対応させると Fig. 3 と同様な観点から説明し得ることになる。すなわち Fig. 2 の R.T.R. の最大値を示す位置が Fig.

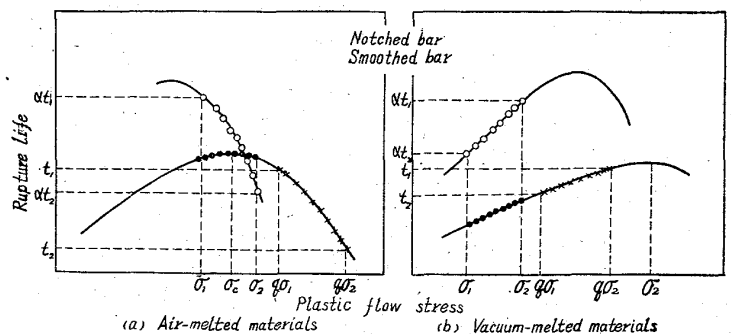


Fig. 5. Schematic representation for the notch effect.

4の σ_c と同種の意味を持つことになる。Fig. 2に示された結果は塑性応力レベルと q 値が判れば厳密になるがここでは粗く評価してR. T. R.の最大値を与える応力集中係数の値とボロン含有量を比較すれば、ボロン含有量が大なる程この応力集中係数の値は大となる傾向が認められる。このような観点からみれば溶解法の影響にはボロン含有量が重要な因子と考えられ、またその影響は亀裂の生成伝播性質に重要な働きを示すものと考えられる。同様に熱処理の影響もN熱処理の方がP熱処理に比して亀裂の生成伝播に対する抵抗がすぐれていると考えられる。これらの点は組織との対応から推定し得ることも一致する。

延性への影響については本実験の場合亀裂が比較的初期段階に生ずることを考慮して次のように考えられる。すなわち伸び量が大なることは破断までに生ずる塑性変形量が大となるため、伸び量の大きいもの程亀裂の生長より塑性変形がより容易な材料と言える。すなわち降伏点が σ_c に比してより少ない材料と考えられる。従つて伸び量の大なるものは切欠を付することによりクリープ破断強度は増加し、R. T. R. 値も大となると考えられ実験結果を説明出来る。

以上の議論は定性的な粗いものであるが組織的な面から実験結果を説明した。より厳密なことは切欠材の塑性応力分布の場所的、経時的变化—特に亀裂近傍での q 値の変化などを評価しなければならず、また微細亀裂の発生と生長の機構がより明確になされねばならない。

VI. 結 言

耐熱合金A286のクリープ破断強度におよぼす切欠効果について2, 3の検討を加えたが、その結果得られた結論は次の通りである。

(1) 本合金の切欠効果は切欠形状によつて顕著に変化する。したがつて実用的な面で切欠効果を問題にするには、使用条件に応じた切欠形状で試験が行なわれなければならない。一般的には切欠形状のより鋭いもので試験を行なつて切欠強化であればそれ以下の鈍い切欠では切欠脆弱化を示さないと考える。

(2) 切欠効果におよぼす熱処理の影響はP熱処理とN熱処理の規格ではすべての切欠形状でN熱処理の方がすぐれた切欠強化性を示した。この主因はN熱処理材の方がP熱処理材に比して亀裂感受性の高い析出相が少ないことに由来するものと考えられ、この意味からさらに高い切欠強化材を得るためには、強度に寄与する γ' 相を適当に析出せしめる範囲内でこの種亀裂感受性の高いG相や η 相などの析出を阻止する成分、熱処理の選択が必要である。

(3) 切欠効果におよぼす溶解法の影響は真空溶解材の方が大気中溶解材に比してすぐれた切欠強化性を示している。この原因には溶解過程で坩堝より還元混入するボロンの働きが重要であると考えられ、この意味で本合金の成分として常に少量のボロンの添加が必要である。

(4) 切欠効果と引張強度との対応から真空溶解材のごとき亀裂伝播抵抗の高い材料では更に高い抗張力、降伏点をもつ材料も得れば切欠脆弱化を招くことなしにクリープ破断強度のよりすぐれた材料を得ることが出来るものと考えられる。このような観点からTi, Alなどの γ' 相構成元素を更に高くすることが望ましいと考えられる。

終りにこの実験を行なうに当り種々有益な御助力を頂いた製鋼所試験課、落合 治、桑 一の両氏並びに中央技術研究所、数井良一氏並びに種々御討論して頂いた関係各位に感謝の意を表す。(昭和37年7月寄稿)

文 献

- 1) 長谷川・落合・山下: 鉄と鋼, 46 (1959) 9, p. 1029
- 2) 末沢慶忠: 日本機械学会誌, 60 (1957) 466, p. 1241
- 3) 田中吉之助: 高温強度シンポジウム資料, (1959), p. 24
- 4) 長谷川・寺崎: 鉄と鋼, 投稿中
- 5) 末沢・北条: 高温強度シンポジウム資料, (1959), p. 17
- 6) F. C. HULL et ali: Amer. Soc. Test. Mat. Symposium, (1952), p. 49
- 7) 長谷川・寺崎: 材料試験, 10 (1961) 90, p. 70
- 8) E. OROWAN: "Fatigue and Fracture of Metals" (Wiley & Sons Co. 1952)