V形環状切欠きを有する 18Ni マルエージ鋼の引張破壊[†]

小林 光 征* 矢 沢 信 八**
竹 内 丘*** 戸 河 里 浩 隆****

Tensile Fracture of 18Ni Maraging Steel Having
V-Type Circumferential Notch

by

Mitsuyuki KOBAYASHI, Shinpachi YAZAWA, Takashi TAKEUCHI
and Hirotaka TOGARI

(Faculty of Engineering, Shinshu University, Nagano)

The effect of 60° V-type circumferential notch having various notch root radii on the fracture behavior under tension was investigated for a commercial 18Ni maraging steel. Regardless of notch root radius, the V-type notched specimens (as solution-treated) were found to fracture in a ductile manner and consequently to show cup and cone fracture, resulting in notch strengthening. On the other hand, in the solution-treated and aged specimens with V-type notch, the fracture mode was macroscopically brittle without producing notch weakening. However, the fracture surface was mostly cup and cone type as in the case of the as solution treated specimens.

In both of the fracture surfaces mentioned above, the following tendency was found: the width of shear lip region in fracture surface increased with notch root radius, and the size of dimple found there was smaller than that in normal rupture region and decreased with decreasing notch root radius, while the size of dimple in normal rupture region remained almost unchanged with notch root radius.

Discussions were finally made on these results on the basis of both distributions of stress and strain at notch by FEM.

(Received Jan. 17, 1984)

キー・ワード：18Ni マルエージ鋼，V形切欠き，延性破壊，ぜい性破壊

1 緒 言

マルエージ鋼の引張特性に関する研究は多くあるが^{1)~3)}，そのほとんどが平滑試験片に關した熱処理等の影響についてのもので，切欠きを有する試験片についてその破壊挙動を調べたものは少ない⁴⁾．切欠き部は周知のごとくねじ部材をはじめ各種機械部品には避けることのできないものであるため，過酷な条件下で使用されるマルエージ鋼について切欠き材の引張破壊挙動を調べることは工学的にきわめて重要なことであると考えられる．

そこで本研究は，市販の 18Ni マルエージ鋼を使用し，切欠きとしてねじ部材などにみられる切欠き開口角度 60°を採用し，切欠き底半径を変化させた V 形環状切欠き材につき引張試験を行い，その変形状況や破

面を観察し，切欠き底半径によって破壊挙動がどのように変わるかを溶体化材と時効材について明らかにし，有限要素法による切欠き部の応力・ひずみの計算等を参照して若干の考察を行ったものである．

2 供試材ならびに実験方法

本実験に使用した市販の 18Ni マルエージ鋼の化学成分を Table I に示す．このマルエージ鋼に対しては 820℃，1h 空冷の溶体化処理後，480℃，8h 空冷の時効処理を行った．この時効処理は 480℃では最高の強度を与える処理である．引張試験片は平滑材として平行部直径 6 mm，標点距離 50 mm，切欠き材としては Fig. 1 に示すように平行部直径 10 mm，切欠き部直径 6 mm，切欠き開口角度 60°，切欠き底半径 0.05

Table I. Chemical composition of steel used.

(wt %)									
C	Si	Mn	P	S	Ni	Mo	Ti	Al	Fe
0.021	0.1	0.01	0.005	0.004	18.75	8.53	0.58	0.075	bal.

† 原稿受理 昭和59年1月17日

* 正 会 員 信州大学工学部 長野市若里

** 信州大学工学部 長野市若里

*** 信州大学大学院 (現在, (株)諏訪精工会)

**** 信州大学大学院 (現在, 鈴木自動車工業(株))

Fig. 1. Geometry of specimens used.

~2.0 mm の7種の形状を用いた。この図にはさらにこれら切欠き材の形状の変化を示す目安として Neuber の式および後述の有限要素法から求めた応力集中係数を示してある。

引張試験は容量 100 kN の電気油圧式サーボ試験機を使用し、クロスヘッド速度 5×10^{-3} mm/sec にて行った。引張試験中の切欠き底は試験機に設置した光学顕微鏡にて連続的に観察するとともに試験途中の1部の試料および破壊後の破面を SEM にて観察した。Table II は供試材の熱処理と平滑材の引張試験から得られた機械的性質をまとめて示したものである。時効処理により引張強度が飛躍的に上昇していることや加工硬化指数が小さいこと等の 18Ni マルエージ鋼の特徴がこの表より明らかである。

さらに、これら切欠き材の切欠き部における応力やひずみの分布状態を知るために、弾塑性解析用プログラム EPIC-IV⁵⁾を用いて有限要素解析を行った。

3 実験結果と考察

3・1 引張試験結果

Fig. 2 に引張試験および有限要素法から得られた荷重-伸び線図の1例を示す。これをみると、溶体化材はいずれも比較的大きな伸びを示した後に破断するのに対し、時効材はほとんど塑性変形を伴わずに脆的に破壊する。またこの実験結果と有限要素法による計算結果を比較すると、時効材の場合は実験結果と計算結果は破壊までよく一致している。これに対し溶体化材は荷重が増加するにつれ同一の伸びで比較して計算による荷重の方が実験に比べたいに大きくなる傾向を示す。したがって図に示してある最高荷重 44 kN あたりが溶体化材の場合には有限要素法で計算できる

Fig. 2. Load vs. elongation curves of V notched specimens.

限界荷重であるといえる。

つぎに、引張試験より得られたこれらの切欠き材の引張強さ、切欠き強度比を Fig. 3 に、破断延性を Fig. 4 に、それぞれ横軸に応力集中係数 α をとって示す。まず引張強さについてみると、溶体化材では α が 2~3 付近に至るまでに 1000 MPa から 2000 MPa 近くまで急激に上昇し、それ以上 α が増加してもほぼ一定

Fig. 3. Tensile strength and notch-strength ratio of V notched specimens.

Table II. Heat treatment conditions and mechanical properties.

18Ni maraging steel	Heat treatment		Tensile strength (MPa)	0.2% proof stress (MPa)	Elongation (%)	Reduction of area (%)	n value
	Solution treatment	Aging treatment					
As solution-treated specimen	820°C × 1 h → AC	—	1123	846	9.4	69.3	0.09
Aged specimen	—	480°C × 8 h → AC	2097	2041	4.0	35.8	0.04

Fig. 4. Fracture ductility of V notched specimens.

値を示すようになる。時効材の引張強さは α が2付近で最大値約 2800 MPa という大きな値を示した後、しだいに減少する傾向を示す。同様なことが切欠き強度比についてもいえ、 α が高い時効材を除き程度の差はあるが切欠き強化を示している。このような切欠き強化現象が起る理由は切欠きによって塑性拘束が生じるためであることはいうまでもない。また本実験で得られた切欠き強度比はすべて1以上となっているが、Rack らによれば $\alpha=7.5$ で溶体化材が0.9、時効材が0.4~0.6となっており、本研究の場合にも α がさらに大きくなると、このような傾向が生じ切欠き弱化的となることが十分予想される。

さらに破断延性についてみると、溶体化材が延性的な破壊、時効材がぜい性的な破壊をしていることがよく理解される。とくに平滑材の伸びが4.0%、絞りにいたっては約36%という大きな値を有するこの時効材がV形環状切欠きを付けることにより、強度の低下はないもののこのようにぜい性的な破壊挙動を示すことは注目値する。

Fig. 5. Axial stress distributions by FEM.

3・2 有限要素法による計算結果

3・1 節で述べたように、実験より得られた荷重-伸び線図と有限要素法から得られたものを比較して、溶体化材では44 kN、時効材では破壊荷重付近でそれぞれ切欠き断面における応力やひずみの分布を有限要素法により計算した。これらをまとめるとつぎのようになる。

(1) 応力分布：軸方向応力 σ_z は Fig. 5 に示すように切欠き底から内部に入った位置で最大値を示す分布となる。またこの最大値は切欠き底半径 R が大きくなるにつれ減少し、その位置は内部に移動する。平均応力 σ_m の分布も同様である。一方相当応力 σ の分布は Fig. 6 に示すように σ_z のようなピークは示さず、切欠き底に近づくにつれ増加する傾向となっている。ま

Fig. 6. Effective stress distributions by FEM.

Fig. 7. Effective plastic strain distributions by FEM.

Fig. 8. Distributions of triaxiality by FEM.

た切欠き底付近では R による差があまりみられない。(2)ひずみ分布：軸方向ひずみ ε_z や相当塑性ひずみ $\bar{\varepsilon}_p$ は切欠き底に近づくにつれ大きくなり、切欠き底で最大となる。1例として $\bar{\varepsilon}_p$ の場合を Fig. 7 に示す。(3)応力三軸度の分布：応力三軸度 σ_m/σ の分布は Fig. 8 に示すように $R0.1$ 程度までは切欠き底から少し内部に入ったところで最大を示すが、 R がそれ以上大きくなるとこのピークはなくなり、切欠き底で最小を示すほぼ台形の分布となる。

さらに、参考のため上記計算によって得られた塑性域の大きさを Fig. 9 に示した。これより、とくに時効材では破壊時においてもなお中心部に弾性域が残っており、すべての切欠き材においてぜい性的な破壊が起ることがよくわかる。

Fig. 9. Plastic zone at notch by FEM.

3・3 切欠き底の観察

光学顕微鏡による切欠き底の観察は試験片が円形断面のため、その視野はかなり限られたものとなったが、その観察結果をまとめるとつぎのようになる。

まず溶体化材の場合についてみると、 $R0.05$ 切欠き材には破壊に先立って Fig. 10 (a) に示す 1 本の明りょうなき裂が、 $R0.1$ や $R0.3$ では複数のき裂がそれぞれ発生するようになり、これ以上の R を有する試験片では塑性変形が相当進んだ状態とみられるしわ状模様

Fig. 10. Scanning electron micrographs of notch root. (a) as solution-treated specimen, $R0.05$ mm, (b) aged specimen, $R0.3$ mm.

が観察された後、破断する。これに対し時効材では Fig. 10 (b) に示すように破壊直前に $R0.3 \sim 0.7$ の試験片にき裂らしきものが観察されたのみで、これら以外の試験片には破壊に至るまで特別の変化はみられなかった。

つぎにき裂の発生状況をさらに詳しく調べるため、破断直前に試験を中止し、軸方向に沿ってその試験片を切断し、断面を観察した。その結果、溶体化材の $R0.05$ 試験片には切欠き底にき裂の存在が確認されたが、その他のすべての試験片にはき裂ないしはそれに類似のものは認められなかった。この結果は上述の切欠き底表面の観察とやや異なるが、これは切断面の観察領域が表面観察に比較し非常に小さいためと考えられる。また、切欠き中央部にはいずれもき裂やボイド等は観察されなかった。

3・4 破面観察

Fig. 11 は SEM による破面観察結果であり、その周辺部と中心部を拡大した 1 例が Fig. 12 である。

溶体化材の破面は程度の差はあるがいずれもカップ・コーン型破面を呈している。切欠き底半径が小さいものではこの写真からはカップ・コーン型破面にはみえないが、詳細に観察すると Fig. 11 の(c)や(d)のように二つの破面にわかれていたため、ここではすべてをカップ・コーン型破面と呼ぶことにした。この破面の中心部のノーマル・ラブチャー部を破面 A、周辺のシャー・リップ部を破面 B とすると、破面 A は一般的なディンプル模様を呈し、切欠き底半径 R によりその大きさは変化せずほぼ一定である。これに対し破面 B は R によりつぎのように変化する。(1)この破面は A と同様にディンプルを示すが、その大きさは A のディンプルよりも小さく、かつ R とともに大きくなる傾向を有する。(2)破面 B の幅は R が大きくなるにつれ増加する。

つぎに時効材の破面をみると、破面全体が溶体化材に比べぜい性的で、それほど明りょうなカップ・コーン型破面とはなっていないが、溶体化材と同様に破面 A と B にわけることができる。そしてそれぞれの破面の特徴もほぼ上述の溶体化材の場合と同様であり、破壊過程は本質的には溶体化材とほとんど変わらないものと考えられる。ただ、破面 A は前オーステナイト粒

Fig. 11. Scanning electron microfractographs of fracture surfaces in V notched specimens.
(a)(e) R 0.05 mm, (b)(f) R 0.3 mm, (c)(g) R 0.7 mm, (d)(h) R 2.0 mm.

Fig. 12. Scanning electron microfractographs of fracture surfaces in V notched specimens with root radius of 0.7 mm, showing (a)(c) shear lip region, (b)(d) normal rupture region, respectively.

界等に形成されたと考えられるディンプル¹⁾が多く、そのため破面の凹凸が激しくなっていること、またディンプルの大きさが全体的に溶体化材に比べ小さいことが時効材の破面の特徴となっている。このようなことから、時効材も巨視的にはきわめてぜい性的な破壊挙動を示すものの、微視的には延性的な破壊機構が関与していることがわかる。

なお、平滑材の破面は溶体化材、時効材を問わず典型的なカップ・コーン型破面であった。

さて、このようなカップ・コーン型破面は 18Ni マ

ルエージ鋼の平滑材について Roesch⁷⁾らがすでに報告している。これによるとシャー・リップ部のディンプルがノーマル・ラプチャー部に比べ細かいのは、そこが“Heavy shear deformation”の領域で、ディンプルのもとになるキャビティの発生が容易になるためと説明しているが、本実験の場合もせん断変形の程度を表すと考えられる相当塑性ひずみが Fig. 7 にすでに示してあるように中心から切欠き底に向かって急激に増加する分布となっており、破面 B のディンプルが A に比べ細かい理由が上と同じように説明される。またこのディンプルが R が小さくなるにつれ微細になっていくのも Fig. 7 より説明することができる。そして破面 B の幅が R の増加とともに大きくなるのは Fig. 6 の相当応力の分布が R とともに切欠き底から中心に向かってゆるやかに減少する分布となり、それだけ塑性変形しやすい領域が拡がるのが 1 因であると考えられる。さらに時効材にみられるディンプルの大きさが溶体化材に比べ小さいのは析出物⁷⁾の影響である。

3・5 切欠き材の破壊過程について

従来の低強度鋼に関する報告によると、延性破壊が生ずるような場合平滑材や鈍い切欠き材では中心部から、鋭い切欠き材では切欠き底付近^{8,9)}からそれぞれき裂が発生し、破断に至るとされている。このような延性破壊に参与する力学的因子としては相当塑性ひずみ $\bar{\epsilon}_p$ と応力三軸度 σ_m/σ が考えられる。本実験の場合これらの分布はすでに述べたように、それぞれのピークが生ずる位置が一致しないため、延性破壊のき裂の発生位置を決めることがむずかしい。しかし、このうちど

ちらが重要因子であるかということになれば, 相当塑性ひずみ $\bar{\epsilon}_p$ をとりあげるのが妥当であろう。

このような考え方からすると, 破壊時付近でもまだ中心の大部分が弾性域である時効材ではいずれの切欠き材もまず切欠き底ないしはその付近からき裂が発生し, 急速に破壊に至る過程をとることがわかる。一方, 溶体化材は切欠き底の観察結果から $R0.05 \sim R0.3$ の試験片では時効材と同様に切欠き底あるいはその付近からき裂が発生した後破断することが明らかである。その他の切欠き材も有限要素法による $\bar{\epsilon}_p$ の分布が切欠き底で最大となっていることから, 同様な過程で破断すると考えられるが, いまのところ実験の根拠は得られていない。

つぎに延性破壊ひずみについて考えてみよう。Hancock¹⁰⁾らや大塚ら¹¹⁾によれば, 延性破壊は相当塑性ひずみ $\bar{\epsilon}_p$ がある一定の値 $\bar{\epsilon}_f$ に達したときに開始するとし, $\bar{\epsilon}_f$ は応力三軸度の増加により減少の傾向を示すとしている。これらの報告では切欠きが鈍いときは Bridgman の方法, 鋭いときは硬度測定法により, $\bar{\epsilon}_f$ をそれぞれ求めている。本研究では切欠き形状が比較的鋭いこと, 18Ni マルエージ鋼は加工硬化性が非常に小さいこと等から上記の方法を用いることは不適当である。

そこで荷重-伸び線図が実験と計算で破壊までよく一致している時効材のみについて破壊時のひずみ $\bar{\epsilon}_f$ と応力三軸度の関係を有限要素法の計算結果から求めてみた。前述のようにき裂はすべて切欠き底あるいはその付近から発生すると考え, 切欠き底から 0.1 mm までの深さの平均相当塑性ひずみを $\bar{\epsilon}_f$ とし, そこでの平均の応力三軸度 σ_m/σ との関係を求めた。その結果を Fig. 13 に示す。この深さ 0.1 mm という寸法にとくに意味はないが, この寸法をある程度変えてもほとんど同じ傾向を示したので, ここでは 0.1 mm を代表寸法にとった。

この図をみると, 従来の報告と全く逆で応力三軸度の増加で $\bar{\epsilon}_f$ は増加し飽和する傾向を示している。ただここではすべて破壊荷重においてき裂が発生すると

仮定したが, 実際にはこれ以下の荷重で発生している可能性も考えられる。しかし, 切欠き底の観察結果などからき裂は破壊荷重より大幅に低い荷重で発生するとは考えられないので, この図は $\bar{\epsilon}_f$ と σ_m/σ の関係をおおよそ表しているものと考えてよさそうである。この本研究の結果は, 切欠き部全断面が塑性変形した後の破壊を扱った上記の従来の報告と異なり, 巨視的にはきわめてぜい性的な破壊挙動を示し, また有限要素法の計算からも明らかのように切欠き中心部にかなりの弾性域が残ったままでの破壊を対象としたものである。したがって, このような破壊までの塑性変形領域の差が従来の報告と全く逆の結果が得られた 1 因ではないかと考えられる。しかし, 引張強さのきわめて高い 18Ni マルエージ鋼のこのような型の破壊には疲労破壊にみられるような介在物の影響¹²⁾のような微視的な因子も考えられるので, これについては実験事実にもとづく詳細な検討が必要であろう。なお, 溶体化材に対しては前述のように $\bar{\epsilon}_f$ の推定が困難であるため, 延性破壊ひずみと応力三軸度の関係は求めることができなかった。

4 結 言

得られた結果を要約するとつぎのとおりである。

(1) 18Ni マルエージ鋼の溶体化材は V 形環状切欠きを付けても延性的な破壊挙動を示し, 切欠き強化となる。これに対し, 時効材の場合はこの切欠きを付けることによりきわめてぜい性的な破壊挙動を示すが, 切欠き弱化とはならない。そして巨視的にはこのようにぜい性的な破壊を示す時効材も破面観察から微視的には延性的な破壊を呈していることが明らかとなった。

(2) これら切欠き材の破面は平滑材と同様いずれもカップ・コーン型となるが, その特徴は溶体化材においてよく表れる。そして周辺のシャー・リップ部のディンプルは大きなせん断変形のため中心のノーマル・ラブチャー部に比べて小さく, この破面の幅やディンプルの大きさは切欠き半径が減少するにつれ小さくなる傾向を示す。一方, ノーマル・ラブチャー部のディンプルは切欠き底半径によらず一定の大きさであり, とくに時効材では前オーステナイト粒界等に形成されたと考えられるディンプルが多く観察された。さらに時効材にみられるディンプルは全体的に溶体化材に比べ小さく, 析出物の影響がみられた。

(3) 切欠き部断面の応力・ひずみ分布の計算は有限要素法により荷重-伸び線図を実験と比較しつつ, 溶体化材では最高荷重以下の荷重で, 時効材では破壊荷重付近で行った。その結果, 延性破壊に重要な相当応力や相当塑性ひずみはいずれも切欠き底ないしはその付近で最大となる分布をとることが明らかとなった。一方, 応力三軸度は切欠き底半径の減少で全体的には

Fig. 13. Effect of triaxiality on fracture strain of aged specimens by FEM.

大きくなるが、いずれも切欠き底で最小となる分布を示した。

(4) このような有限要素法の計算結果と切欠き底や破面の観察結果から、本実験の範囲内でV形環状切欠きを有する 18Ni マルエージ鋼はほとんどがまず切欠き底付近に延性き裂が発生した後に破断に至る過程をとることが明らかとなった。さらに、時効材の切欠き底付近での破壊時の相当塑性ひずみと応力三軸度の関係を有限要素法から求めたところ、応力三軸度とともに破壊ひずみは大きくなるという興味ある結果が得られたが、実験的な確証を得るには至らなかった。

参 考 文 献

- 1) 河野義邦, 金尾正雄, 宗木政一, 鉄と鋼, **59**, 18(1973).
- 2) 中沢興三, 河部義邦, 宗木政一, 鉄と鋼, **65**, 66(1979).
- 3) 黒田哲郎, 添野 浩, 鉄と鋼, **66**, 85 (1980).
- 4) H. J. Rack and D. Kalish, Met. Trans., **2**, 3011 (1971).
- 5) 山田嘉昭, 横内康人, “有限要素法による弾塑性解析プログラミング”(1981) 培風館.
- 6) R. Hill, 鷲津久一郎, 山田嘉昭, 工藤英明共訳, “塑性学”, p.244 (1972) 培風館.
- 7) L. Roesh and G. Henry, ASTM STP 453 (1969).
- 8) 大塚昭夫, 宮田隆司, 西村誠二, 木村雅保, 馬淵宗人, 材料, **29**, 55 (1980).
- 9) 大塚昭夫, 宮田隆司, 西村誠二, 大橋 真, 日本機械学会論文集, **47**, 286 (1981).
- 10) J. W. Hancock and A. C. Mackenzie, J. Mech. Phys. Solids, **24**, 147 (1976).
- 11) A. C. Mackenzie, J. W. Hancock and D. K. Brown, Eng. Fract. Mech., **9**, 167 (1977).
- 12) 田中道七, 船橋 登, 日本機械学会論文集, **43**, 389 (1977).

書 評

“Coatings for High Temperature Applications”

E. Lang (編)

(1983年, Applied Science Publishers 発刊, 15.5×23cm, 442ページ, ￡ 48.00)

本書は1982年3月 EC 共同研究センターで開催されたセミナーの論文集で、高温における腐食、侵食、摩耗から工学部材を保護するためのコーティングに関する最近の進歩を総説する内容となっている。主にセラミックスコーティングが扱われている。

論文は全部で12であるが、これらは次の四つに分類されている。1. 原理, 2. コーティング技術, 3. 検査および評価法, 4. 応用技術である。1. 原理では、高温腐食の基本的形態(高温酸化、混合ガスによる腐食、ホットコロージョン、摩耗と腐食の相互作用)とそのメカニズムおよびコーティングによるそれらの抑制法について詳しく解説されている。2. コーティング技術では、PVD, CVD, 溶射などの最新技術が紹介されている。3. 検査および評価法では、コーティング層の構造と性質および妥当性の物理的あるいは化学的検査法と、試験片によるコーティング材の高温における力学的性質(静的強度、クリープ強度、疲労強度)が検討されている。4. 応用技術では、ガスタービンのブレードにおける耐熱、耐食性の向上を目的としたコーティング技術の現状と、ディーゼルエンジンにおける耐熱、耐摩耗性の向上を目的としたコーティング技術の現状について解説されている。また、摩擦学的問題との関連においてコーティング部品の実働時における挙動が実験的に検討されている。

近年ガスタービンなどの高温機器の高効率化の要求に伴い、そのガス温度は増々高温化される傾向にあり、コーティング技術の重要性が増している。本書はコーティングについての原理から応用まで幅広い最近の成果を理解するのにかなり役立つものと思われる。

(川崎重工業(株)技術研究所 武 浩司)