

論 文

UDC 669.14.018.44 : 669.14.018.85 : 539.434 : 620.172.251 : 620.115.842

オーステナイト耐熱鋼の切欠クリープ破断特性への粒内および粒界強度の影響*

山 本 優** · 宮 川 大 海***
小 林 光 征**** · 藤 代 大*****

Effects of Grain- and Grain Boundary-Strengths on the Notch Rupture Properties of an Austenitic Heat Resisting Steel

Masaru YAMAMOTO, Ohmi MIYAGAWA

Mitsuyuki KOBAYASHI, and Dai FUJISHIRO

Synopsis:

The notch effect on both the rupture strength and the fracture behavior was investigated in 20-11 P austenitic heat resisting steel whose hardness and configuration of grain boundaries were widely changed by heat treatments.

The notch rupture life under constant stress reached the maximum value at some critical hardness value depending on the configuration of grain boundaries. As compared with the result of smooth specimen, the critical hardness for the notched specimen was shifted to the value lower than that of the smooth one. This resulted in the notch strengthening in lower hardness region and the notch weakening in higher hardness region.

The analysis of fracture behavior suggested that stress concentration in notch root would cause the notch weakening in higher hardness region by the accelerated nucleation and propagation of grain boundary cracking, while the constraint of plastic deformation around notch root could cause the notch strengthening in lower hardness region where the ductile fracture occurred and the rupture life would be determined by strain rate. It was also shown that notch weakening or strengthening was strongly dependent on the ductility.

1. 結 言

高温で使用される部材に切欠による応力集中部がある場合のクリープ破断強度は実用上とくに重要な問題の1つで、そのため耐熱材料の切欠クリープ破断挙動に関しては多くの研究がなされてきた^{1)~5)}。切欠クリープ破断強度におよぼす因子としては(1)切欠形状(切欠底半径、切欠深さ、最小径と最大径の比など)(2)試験温度と応力(3)組織学的因子(4)材料の延性などが重要なことが知られている。しかしながら、切欠強化あ

るいは弱化に対する組織学的因子の問題についてみても、従来は個々の供試材についての狭い範囲の研究が多く、十分統一的な見解が得られているとはいえない。この問題を明確に把握するためには組織学的因子や延性を系統的かつ広範囲に変えた実験を行ない、平滑材と切欠材の破断特性の相違を検討する必要があると考えられる。

著者らは前報⁶⁾で平滑材について粒内炭化物の分散状態、粒界炭化物の形態と粒界の形状および結晶粒径を系統的に変え、諸因子をおもにクリープ変形抵抗、すなわ

* 昭和50年4月本会講演大会にて発表 昭和51年9月3日受付 (Received Sep. 3, 1976)

** 東京都立大学工学部 (Faculty of Technology, Tokyo Metropolitan University, 2-1-1 Fukazawa Setagaya-ku Tokyo 158)

*** 東京都立大学工学部 工博 (Faculty of Technology, Tokyo Metropolitan University)

**** 信州大学工学部 工博 (Faculty of Technology, Shinshu University)

***** 日鍛バルブ(株) (Nittan Valve Co., Ltd.)

ち粒内の強度を支配する因子と、粒界き裂の発生と成長を支配する因子、すなわち粒界の強度とに分けて検討し、両強度の寄与が破断様式と密接な関連のあることを示した。それゆえ、切欠の影響も破断様式と関連して検討されねばならないと考えられる。

そこで本研究では粒内と粒界の強度を広範囲に変えて両強度の切欠クリーブ破断強度への寄与を調べ、切欠による強化あるいは弱化について破断形態と関連づけて検討を行なった。

2. 供試材と実験方法

供試材には粒内強度としての硬度と粒界強度としての粒界形状を広範囲に変えられる鋼として前報⁶⁾と同様に 20-11 P オーステナイト耐熱鋼 (0.3 C-0.2 P-20Cr-11Ni-2 Mo) を用いた。その化学成分および熱処理条件は前報と同様である。すなわち溶体化加熱は 1 100, 1 150, 1 200°C で 1 h 行なった。このときの平均結晶粒径はそれぞれ約 25 μ, 約 60 μ, 約 200 μ である。溶体化加熱後の冷却法は水冷 (WQ), 空冷 (A C) および 2 段階冷却 (F A: 溶体化加熱後直ちに炉冷し, 900°C から空冷)⁷⁾を行ない粒界形状を変えた。粒界形状は 1 200°C 溶体化材を例にとると、2 段階冷却により粗大炭化物をもつジグザグ状粒界が得られ、空冷するとやや粗大化した炭化物をもつ細かなジグザグ状粒界となる。水冷した場合には直線状粒界である。溶体化温度が下がると徐冷中に形成される粗大炭化物の量と大きさは相対的に減少するが、冷却速度がおそいほどジグザグ状に曲がる傾向は上記のとおりである。

また本実験では粒内強度を硬度で代表しているが、硬度は溶体化処理後 600~900°C で時効することにより各冷却材で Hv200~400 まで変えた。またクリーブ試験片の硬度は試験片ネジ部で試験の前後で測定した。

クリーブ試験は 700°C で行ない、高応力側はレバー式シングル試験機、低応力側はバネ式マルチプル試験機

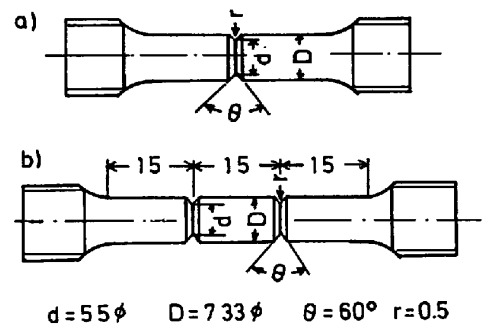


Fig. 1. Notched rupture specimens. Stress concentration factor is 2.42.

を用いて行なった。試験片形状は Fig. 1 に示すような 60°C V型環状切欠きで、切欠底半径は 0.5 mm, $d/D = 0.75$, 最小径は 5.5 mmφ と前報平滑材の径と等しくしてある。このときの応力集中係数は $\alpha = 2.42$ である。また切欠底でのき裂の観察を行なったが、切欠材では平滑材と異なり破断後に残存するき裂はきわめて少なく、き裂観察が困難であるので、Fig. 1 b) のような 2 重切欠試験片を用いて破断しなかつた切欠底に残っているき裂の形状を調べた。

3. 実験結果

3.1 切欠クリーブ破断強度への溶体化温度と冷却法の影響

1 200~1 100°C で溶体化加熱後水冷, 空冷および 2 段階冷却し、その後 750°C でそれぞれの最高硬度が得られるまで時効してから 700°C でクリーブ破断試験した平滑材と切欠材の結果を Fig. 2~4 に示す。これらの冷却材の硬度は Table 1 に示したように、各溶体化温度で空冷材が最も高く、2 段階冷却材と水冷材はそれよりやや低く同程度である。またいずれも溶体化温度が高いほど硬度は高くなる。破断強度をみると、まず 1 200°C 溶体化材 (Fig. 2) では平滑材, 切欠材とも 2 段階冷却材が最も高く、ついで空冷, 水冷の順である。しかも冷却

Table 1. Variation in hardness with heat treatment.

Solution temperature	Cooling procedure	Aging treatment	Vickers hardness number (Hv : 20 kg)
1 200°C	Water quenching (WQ)	750°C × 6h	355
	Air cooling (A C)	//	363
	Two step cooling (F A)	//	347
1 150°C	WQ	750°C × 6h	316
	A C	//	333
	F A	//	305
1 100°C	WQ	750°C × 50h	268
	A C	//	288
	F A	//	265

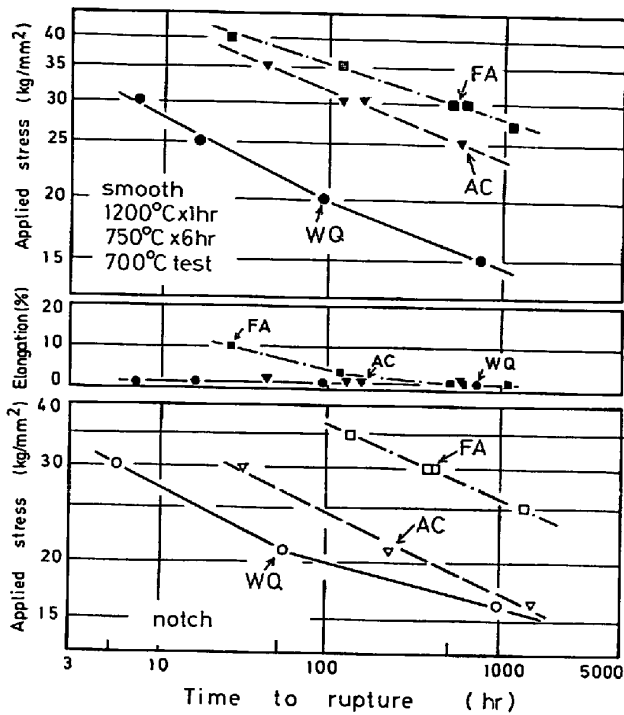


Fig. 2. Creep rupture test results of smooth and notched specimens cooled by various procedures after solution heating of 1200°C followed by aging at 750°C and tested at 700°C.

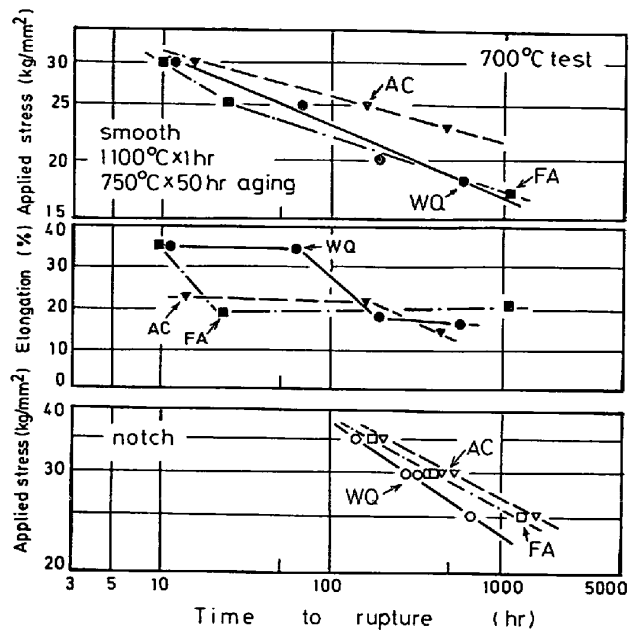


Fig. 4. Creep rupture test results of smooth and notched specimens cooled by various procedures after solution heating of 1100°C followed by aging at 750°C and tested at 700°C.

破断強度は平滑材では空冷材が、切欠材では2段冷却材が最も高い値を示すが、いずれの場合も水冷材が最も低い。破断伸びは冷却速度がおそくなるほど大きくなるが、各冷却材とも数~20%と1200°C溶体化材よりもいずれも大きくなる。1100°C溶体化材(Fig. 4)では平滑、切欠材とも空冷材が最も強いが、冷却法による破断強度の相違は1150°C溶体化材同様1200°C溶体化材にくらべて小さい。さらに破断伸びは各冷却材とも15~30%と大きくなる。

そこで Fig. 5 に切欠材と平滑材の 100h および 1000h

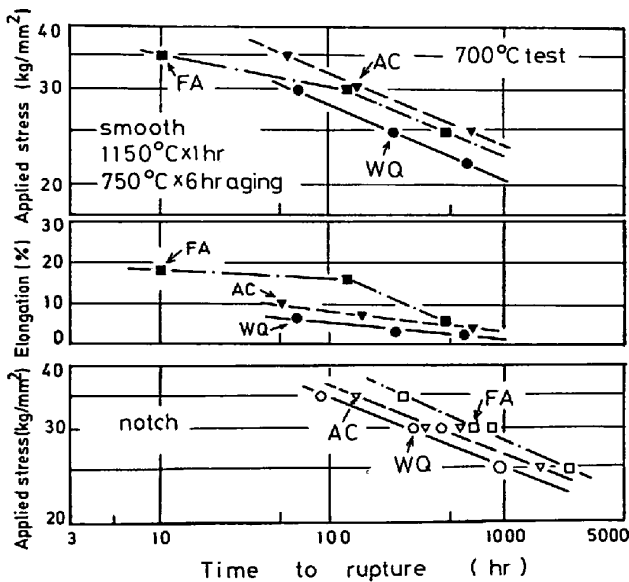


Fig. 3. Creep rupture test results of smooth and notched specimens cooled by various procedures after solution heating of 1150°C followed by aging at 750°C and tested at 700°C.

法による破断強度の相違が非常に大きい。また平滑材の破断伸びは2段冷却材の高応力側を除いていずれも数%以下ときわめて小さい。1150°C溶体化材(Fig. 3)の

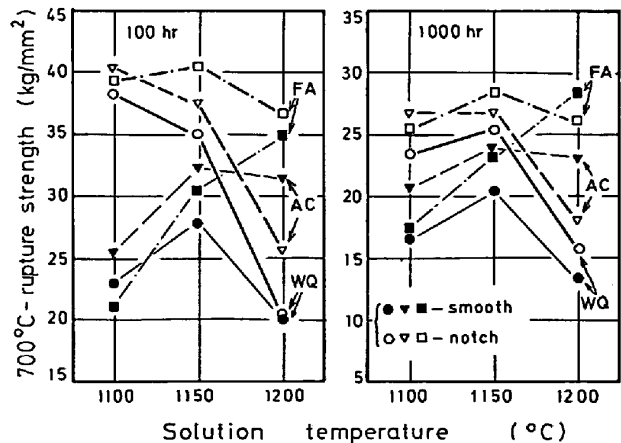


Fig. 5. Effects of solution temperature and cooling procedures on the rupture strength of smooth and notched specimens tested at 700°C.

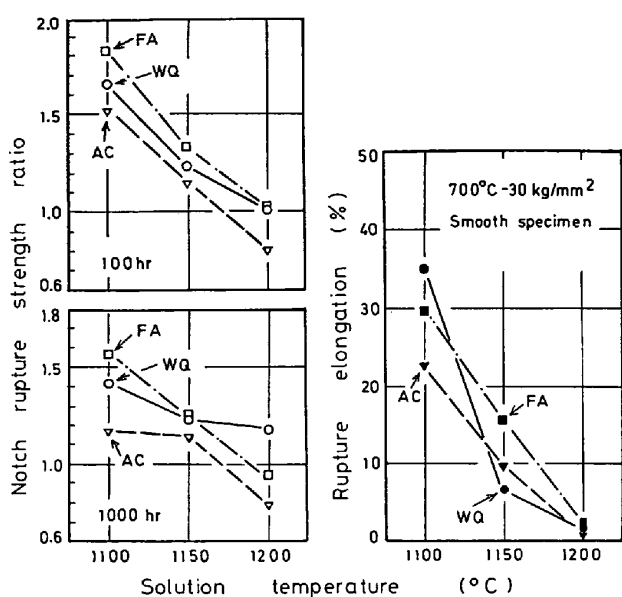


Fig. 6. Effect of solution temperature and cooling procedures on the notch rupture strength ratio and the rupture elongation of smooth specimens tested at 700°C.

破断強度を、また Fig. 6 には切欠材と平滑材の破断強度の比、切欠破断強度比 (Notch Rupture Strength Ratio, N. R. S. R.) および平滑材の破断伸びを溶体化温度に関して整理して示した。Fig. 5 で切欠材の破断強度をまず水冷材と空冷材についてみると、両者は溶体化温度に関してほぼ同様の傾向を示し、100h 破断強度は 1100°C 溶体化で最高となり、溶体化温度が上昇すると急激に低下する。1000h 破断強度は両者とも 1150°C 溶体化で最高となり、長時間側になると破断強度の最大となる溶体化温度が高温側に移行する傾向がみられる。しかしながら 1200°C 溶体化ではいずれの冷却材も 100h 破断強度と同様に 1150°C 溶体化の場合の約 60%へと著しく低下するのに対し、1100°C 溶体化では 1150°C よりもやや低い程度の高い破断強度を示しており、切欠材では長時間側でも溶体化温度が低い場合に優れた破断強度が得られることがわかる。この傾向を平滑材と比較すると、平滑材においては水冷材と空冷材の破断強度は 100h, 1000h とともに 1150°C で最大となり、1100°C や 1200°C ではそれよりかなり大きな低下を示しているの、破断強度の最大となる溶体化温度は切欠材のほうが低温側にずれている。しかも 1200°C での破断強度の低下は水冷、空冷材とも平滑材より切欠材のほうがはるかに大きい。このため N.R.S.R. は Fig. 6 のように溶体化温度が低いほど大となり、1100°C では約 1.7~1.2, 1150°C では約 1.1~1.2 と切欠強化を示すのに対し、1200°C では約 1.2~0.8 とむしろ切

欠弱化的傾向さえみられている。

一方、2 段冷却材の切欠破断強度は Fig. 5 にみられるように 100h, 1000h と同様の傾向で、1150°C で最大となり、1100°C や 1200°C ではそれよりもやや低くなる。しかしながら破断強度の順位をみると、2 段冷却材は 1100°C では空冷材よりやや低いが、1150°C 以上になると最も大きな破断強度を示している。しかも溶体化温度が高くなるにつれて水冷材や空冷材との差が大きくなり、1200°C 溶体化では両冷却材の約 1.8~1.5 倍もの破断強度を有している。このように 2 段冷却法による破断強度改善の効果は平滑材におけると同様切欠材においても溶体化温度が高いほど大きい。またこれを平滑材と比較すると、平滑材では溶体化温度が高いほど大きな破断強度を示すのに対し、切欠材では 1150°C で最大となるため 2 段冷却材の N. R. S. R. も水冷材や空冷材と同様に溶体化温度が高いほど低下し、1200°C では約 1~0.95 と切欠弱化的傾向もみられる (Fig. 6)。

以上のように切欠材では各冷却材とも破断強度の最大となる溶体化温度が平滑材よりも約 50°C 低温側にずれ、低温溶体化での破断強度が優れているのが特徴である。とくに Fig. 6 で N. R. S. R. と平滑材の破断伸びの関係をみると、各冷却材とも溶体化温度が低くなり破断伸びが大きくなるほど N. R. S. R. も大となつて、切欠材の破断強度には延性が大きく影響していることがわかる。そして高温での溶体化処理は硬度 (粒内強度) は高くなるが破断延性を著しく損なうために、直線状粒界の水冷材や空冷材ばかりでなくジグザグ状粒界の 2 段冷却材においてさえも切欠破断強度には悪影響をおよぼす。

3.2 切欠クリープ破断強度への粒内および粒界強度の寄与

前節の結果から切欠クリープ破断強度に対しては粒界強度ならびに粒界と粒内強度の関連性が重要であることがわかった。そこで本節では粒内と粒界強度の寄与をさらに明確に把握するために両強度を系統的に変えて切欠クリープ破断強度へのそれらの影響を調べた。

析出硬化型合金では粒内強度を支配する最も重要な因子は粒内炭化物の分散状態であり、本実験では 600~900°C で時効することにより炭化物の分散を広範囲に変えた。炭化物の密度と硬度はよく対応するので⁶⁾、ここでは硬度で粒内強度を代表することにする。また粒界強度は粒界炭化物の大きさ、量とそれらによつて変わる粒界形状、および結晶粒径に強く依存している⁶⁾。そこで粒界強度を変えるために、溶体化加熱後の冷却法として水冷、空冷および 2 段冷却の 3 種類を用いた。粒界強度と

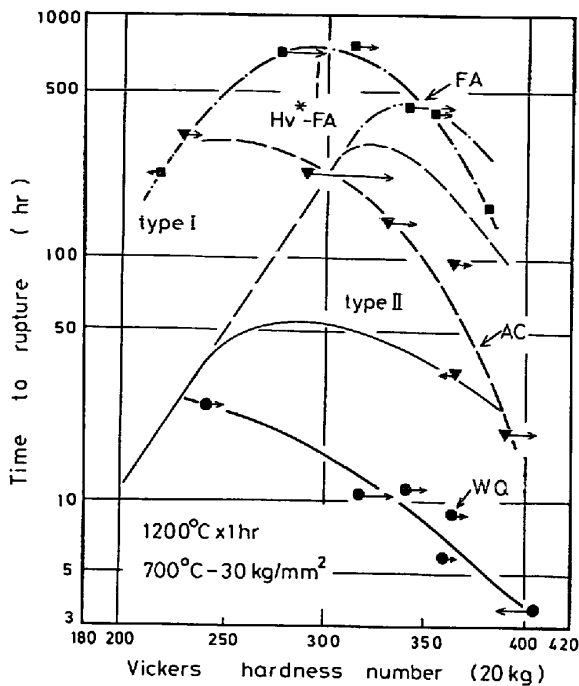


Fig. 7. Effect of hardness and cooling procedures on the time to rupture of notched specimens tested at 700°C under 30 kg/mm². The fine lines indicate the results of smooth specimens heat-treated and tested at the identical conditions.

いう点からすると、2段冷却材が最も大きく、ついで空冷材、水冷材の順となる。また溶体化温度として1200°Cと1150°Cを選び、結晶粒径をそれぞれ約200 μ と約60 μ にした。

以上のようにして用意された各熱処理材の700°Cにおける破断寿命と硬度の関係をFig. 7~9に示す。図中矢印は試験前後の硬度変化を示すが、1000h程度の寿命では硬度変化は小さいので、曲線は試験前の硬度で整理してある。またFig. 7と9の細線は同条件での平滑材の結果を示している。まず1200°C溶体化の粗粒材の30 kg/mm²での結果をFig. 7でみると、本実験の硬度範囲では水冷材と空冷材の破断寿命は硬度が高くなるにつれて低下しつづけ、硬度の増加が破断寿命の向上に寄与せず、粒内を強化するほど破断寿命が低下するという特異な現象がみられる。これに対し2段冷却材の破断寿命は約Hv 300までは硬度の増加にともない増すが、それ以上ではやはり低下してしまう。このように切欠材においても平滑材と同様に粒界強度に依存したある硬度Hv*も境にして、それ以下の破断寿命が硬度の増大にともなつて増加する区間(これをタイプIと呼ぶ)と、それ以上の破断寿命が硬度の増大にともなつて逆に低下する区間(これをタイプIIと呼ぶ)がみられる。

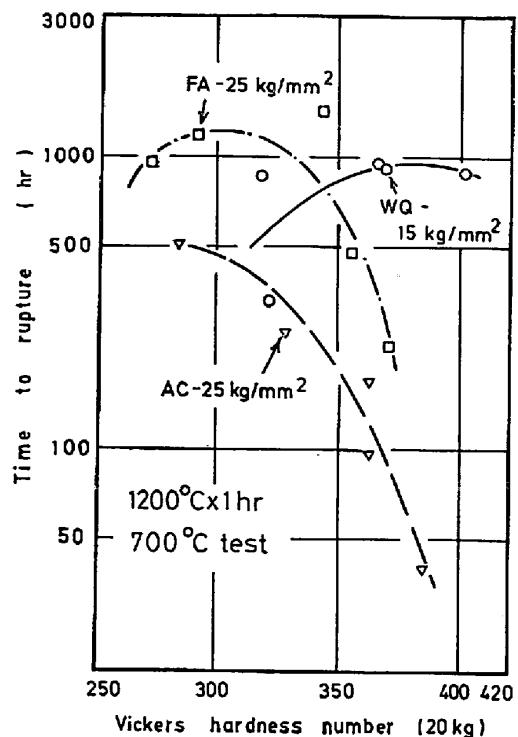


Fig. 8. Effects of hardness and cooling procedures on the time to rupture of notched specimens tested at 700°C under 25 or 15 kg/mm².

Fig. 7の水冷材と空冷材ではタイプIIしか現われていない。そのため本実験の全硬度範囲で破断寿命は粒界がジグザグに曲がるほど大となり、粒界強度の影響が非常に大きく現われている。

Fig. 8は同じく粗粒材の低応力における破断寿命と硬度の関係である。応力25 kg/mm²の場合、2段冷却材では約Hv 300で破断寿命は最大となり、それ以上に硬度が増すと破断寿命は低下する。また空冷材の破断寿命は常に硬度と逆比例して低下しており、いずれも高応力側の結果(Fig. 7)と全く同様である。一方水冷材の15 kg/mm²での寿命は約Hv 350までは硬度が高くなるにつれて増大し、タイプIの関係を示すが、それ以上の硬度では破断寿命はほぼ飽和してタイプIIへと移行するようである。したがって応力が低くなるとタイプIからIIへせん移する硬度Hv*は高い硬度に変わると考えられる。

つぎに1150°C溶体化の細粒材の700°C、30 kg/mm²における結果(Fig. 9)をみると、2段冷却材では破断寿命の最大となる硬度Hv*-FAが約Hv 300にあり、粗粒材(Fig. 7)とほぼ同様の破断寿命-硬度曲線を与える。すなわち2段冷却材では結晶粒径の影響はほとんどない。これに対し水冷材では約Hv 280で破断寿命が最大となり、粗粒の水冷材(Fig. 7)では現われ

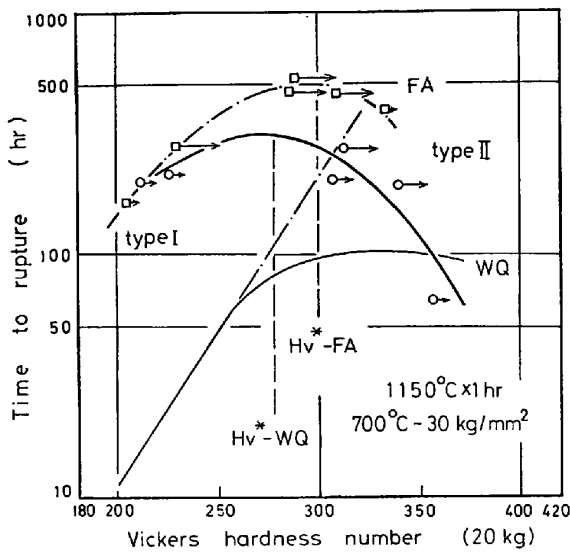


Fig. 9. Effects of hardness and cooling procedures on the time to rupture of notched specimens tested at 700°C under 30 kg/mm². The fine lines indicated the results of smooth specimens tested at the identical conditions.

なかつたタイプ I から II へのせん移がみられる。このように直線状粒界の場合には同一応力の場合 Hv* は細粒になると高い硬度に移行し、そのため破断寿命も細粒になるとはるかに大きな値を示すようになる。結晶粒の微細化はこのように直線状粒界に対してはジグザグ状粒界による粒界強化と同様の効果を与えるが、ジグザグ状粒界に対しては細粒化はほとんど影響を与えない。また 2 段冷却材と水冷材の破断寿命を比較してわかるように、Hv*-WQ 以下のタイプ I の領域では破断寿命への粒界強度の影響はあまりないが、タイプ II の領域では粒界が強化されるほど破断寿命は大となる。

このように切欠材でも破断寿命への粒内と粒界強度の影響は平滑材と同様に現われるが、Fig. 7 と 9 の細線で示した平滑材の結果と比較すると、切欠材の破断寿命の最大となる硬度 Hv* はいずれの粒界形状においても、平滑材に比べてそれぞれ低い硬度に移行していることが注目される。このため同一硬度での破断寿命を比較すると、硬度の低い領域では切欠材のほうが平滑材よりも大きな破断寿命を示すが、硬度が高い領域になると逆に切欠材のほうが小さくなる。そこで Fig. 10 に各冷却材の切欠材と平滑材の破断寿命の比、切欠破断寿命比 (Notch Rupture Life Ratio, N. R. L. R.) と硬度の関係を示した。N. R. L. R. はいずれの熱処理材でも硬度が高くなるにつれて減少し、硬度の低い領域では N. R. L. R. が 1 以上の切欠強化となるが、硬度が高くなるにつれて切欠弱化へと変わる。切欠強化から弱化へと変わる硬度は粒界がジグザグ状になるほど高い硬度になり、しかも同

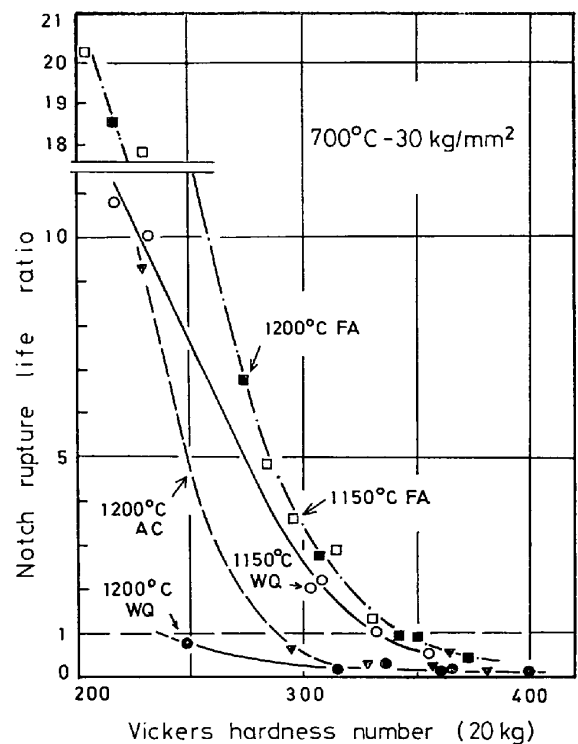


Fig. 10. Change in the notch rupture life ratio as a function of hardness (test conditions: 700°C-30 kg/mm²).

一硬度でも粒界がジグザグ状になるほど高い N. R. L. R. を示す。また溶体化温度が低くなると、ジグザグ状粒界をもつ 2 段冷却材では結晶粒径の影響はほとんどないが、直線状粒界をもつ水冷材では切欠強化から弱化へと変わる硬度は結晶粒径の小さいほうがはるかに高くなり、しかも同一硬度での N. R. L. R. も大となる。

このように粒界をジグザグ状にし、あるいは結晶粒径を小さくして粒界を強化することは平滑、切欠材を問わず破断寿命の改善に有効であり、切欠材においてはより高い硬度まで切欠強化の性質を保つのに効果的である。これに対し、粗粒の直線状粒界のように粒界強度が小さい場合には粒内を強化することは切欠弱化への傾向を大にするばかりで、切欠材においてはとくに悪影響をおよぼしている。

ところで、切欠強化あるいは弱化という現象は延性と関連のあることが指摘されている⁹⁾。本実験においても N. R. L. R. は Fig. 10 のように硬度の増加につれて減少するが、平滑材の破断伸びもまた硬度に関して同様の傾向を示しているので、N. R. L. R. には延性が大きな影響をおよぼすと考えられる。そこで Fig. 11 に 700°C で試験されたすべての熱処理材の N. R. L. R. と平滑材の破断伸びの関係を示した。この結果はかなりのばらつきがあるが、おおむね破断伸びが大きいほど N. R. L. R.

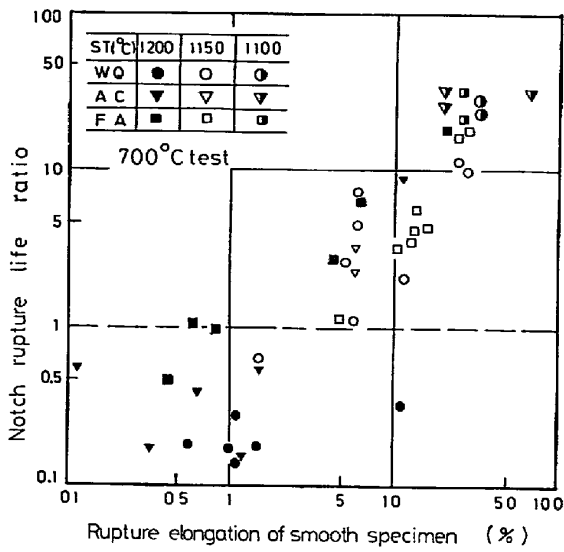


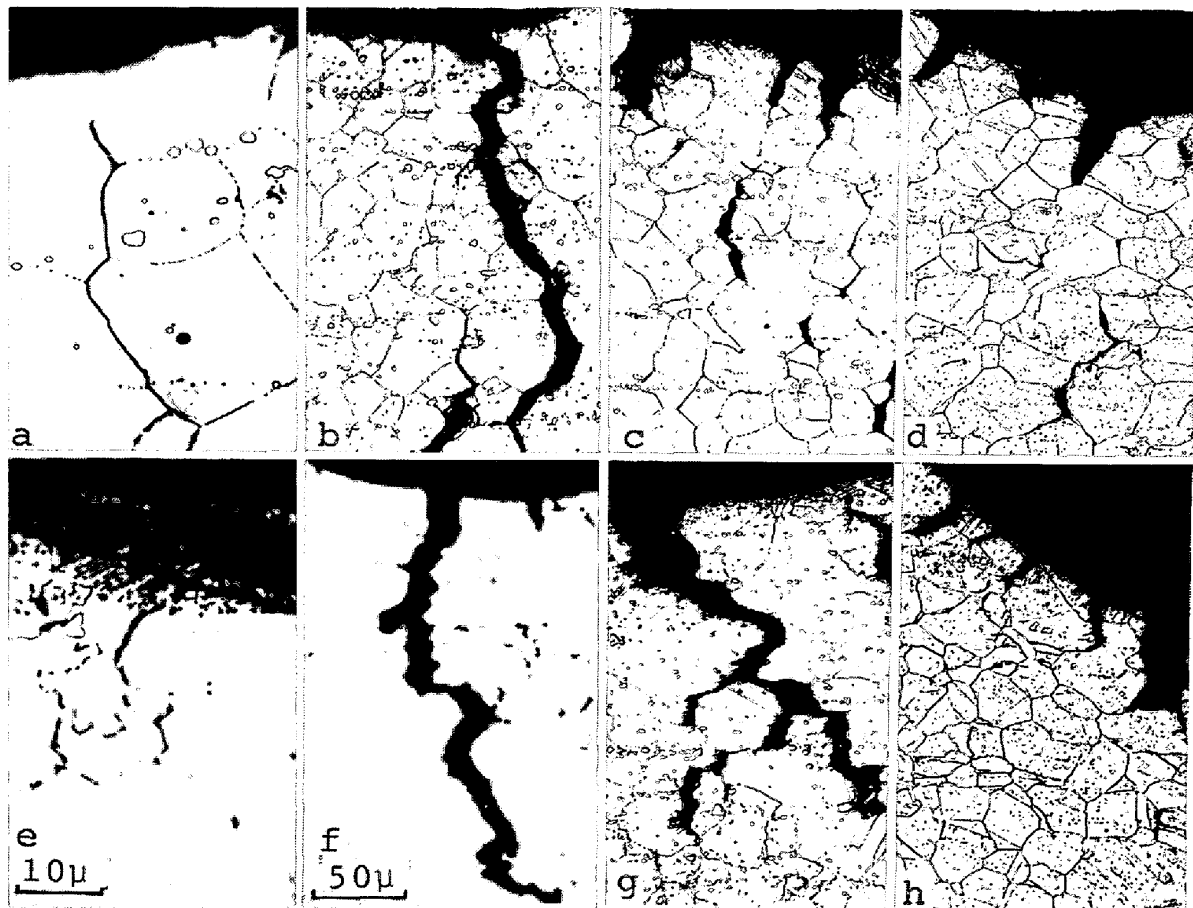
Fig. 11. Relationship between the notch rupture life ratio and the rupture elongation of smooth specimens.

が大きくなる傾向が認められる。また破断伸びが数%以下ではいずれの粒界形状においても切欠弱化するが、この領域は前述のタイプⅠの関係のみられるところにほぼ対応しており、粒界が強化されるほど N.R.L.R. も大となる。これに対し、約5%以上の破断伸びの領域はほぼタイプⅠの関係の得られるところで、切欠強化になるとともに N.R.L.R. が粒界強度や結晶粒径の系統的な影響を受けず、おもに破断伸びに対応して増加している。

以上のように、破断強度や N.R.L.R. は冷却法や硬度の影響を大きく受けるが、破断伸びによつて整理すると破断伸びが大きいほど切欠強化の程度が大きい。

3.3 切欠材のクリープ破断形態の観察

クリープ破断強度への硬度(粒内強度)の寄与が Fig. 6~8 のようにある硬度 Hv* を境にしてタイプⅠとⅡの全く異なる傾向となることや、タイプⅠからⅡへのせ



- a) 1150°C×1h→WQ, Hv 356, tr= 65.8h
- b) " " " , Hv 315, tr=191.0h
- c) " " " , Hv 227, tr=213.5h
- d) " " " , Hv 212, tr=200.5h
- e) 1150°C×1h→FC→900°C→AC, Hv 300, tr=389.5h
- f) " " " " , Hv 285, tr=482.0h
- g) " " " " , Hv 230, tr=280.5h
- h) " " " " , Hv 204, tr=166.5h

Photo. 1. Appearance of grain boundary cracks at the unruptured notch roots of the double notched specimens tested at 700°C under 30 kg/mm². The stress axis is horizontal.

ん移が粒界の幾何学的形状（粒界強度）に強く依存していることは平滑材の場合と同様に粒内と粒界強度の寄与が破断形態と密接に関連していることを示している。そこで2重切欠試験片を用いて破断しなかつた切欠底にみられるき裂を観察した。このき裂は破断直前のき裂と考えられる。Photo. 1 にはき裂の観察の容易な1150°C溶体化の細粒材の2重切欠試験片の未破断部の切欠底にみられるき裂の例を示す。細粒材ではPhoto. 1のような明瞭なき裂が観察されたが、1200°C溶体化の粗粒材では結晶粒径が大きいことと、破断伸びが非常に小さいことのために残存するき裂は非常に小さかつたり、硬度が高い場合にはき裂がみられないことが多い。

さて、Photo. 1 でき裂の形状をみると、水冷材はすべて楔型き裂であるが、2段冷却材ではおもに空泡型き裂が成長している。硬度が低い場合には切欠底付近に何本かのき裂がみられるが、いずれの場合もその中で切欠底中央部のき裂が最も長く、いわゆる主き裂となつている。そこでFig. 12 には主き裂の長さ l と開口高さ h お

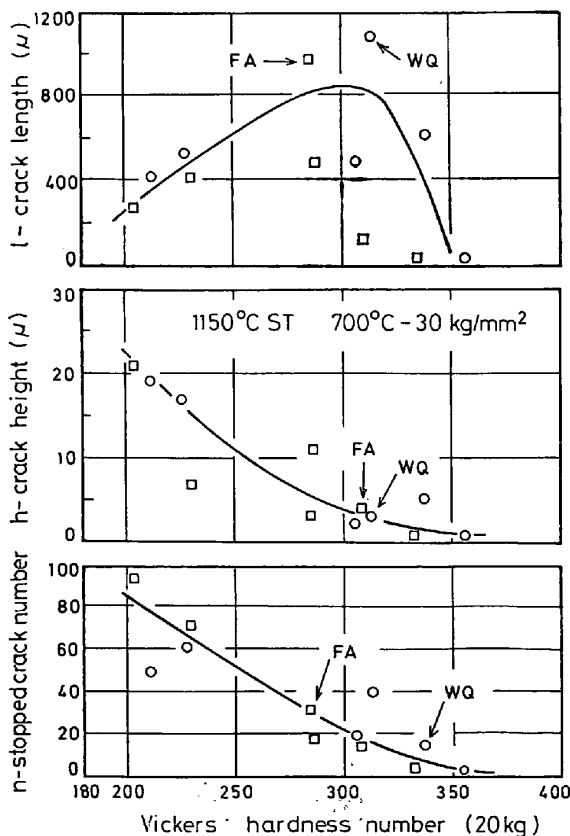


Fig. 12. Change in the maximum length, the maximum height and the number of cracks as a function of hardness. The variables were measured at the vicinity of unruptured notch root of the double notched specimens, solution-heated at 1150°C and tested at 700°C under 30 kg/mm².

よび縦断面内の1つの切欠底にみられるき裂の平均の数 n (密度)と硬度の関係を示した。き裂の形状 (l と h) およびき裂密度は硬度に関して各冷却材とも同様の傾向を示している。き裂密度 n と開口高さ h はいずれも硬度が高いほど減少する。これに対し、き裂長さ l は約 Hv 300 までは硬度とともに増すが、それ以上に硬度が増すと再び減少する。 l が大きいことはき裂の発生後破断にいたるまでにき裂がゆつくりと十分に成長していることを示す。一方 l が硬度の増加とともに減少することは粒内強化されるにつれてき裂の成長期間が短くて破断すること、すなわち発生すると急速に伝ばして破断したことを示している。このように l の最大となる硬度を境にして、それ以下の低硬度範囲ではき裂がゆつくりと成長した後破断する、いわゆる延性的な粒界破壊となるが、それ以上の高硬度範囲ではき裂が発生後急速に伝ばして破断するぜい性的粒界破壊へと移り変わるものと推測される。 l の最大となる硬度は、Fig. 7 の細粒材の破断寿命-硬度曲線と比較すると、破断寿命の最大となる硬度 Hv* とほぼ対応している。このことから破断寿命と硬度の関係がタイプからへせん移するのは破断様式が延性的からぜい性的な粒界破壊へとせん移することに対応したものと考えられる。

4. 考 察

切欠クリープ破断特性への粒内と粒界強度の寄与は平滑材⁶⁾の場合と同様に粒内強度（硬度）の水準によって全く異なるタイプIとIIがみられ、両タイプの相違が破断様式の相違と関連していることが明らかとなつた。切欠材と平滑材の重要な相違はタイプIからIIへ、すなわち延性的からぜい性的粒界破壊へとせん移する臨界の硬度 Hv* が切欠によって平滑材よりもはるかに低い硬度に移行したことである。この移行にともない低硬度-高延性側では切欠強化を示し、高硬度-低延性側では切欠弱化を示す現象が現われる。そこで切欠材と平滑材における両強度の寄与の相違を破断様式にもとづいて考察する。

4.1 破断寿命への切欠きの影響

以上のように、タイプIのような破断寿命の硬度依存性を与える低硬度範囲では延性的な粒界破壊が起こり、破断寿命は粒界き裂の成長過程に支配される。これに対しタイプIIとなるような高硬度範囲では、ぜい性的な粒界破壊となつて、破断寿命は粒界き裂の発生過程に支配されると考えられる。そこで本節ではこのような2つの異なる破断寿命の硬度依存性に対する切欠きの影響を破断様式の相違にもとづいて検討する。

まずタイプ I で、破断寿命がき裂の成長過程に支配されるときには、き裂の成長速度が粒界すべり速度 $\dot{\epsilon}_{gbs}$ に依存することから破断寿命 t_r は (1) 式の形で与えられる⁹⁾¹⁰⁾。

$$t_r = C \dot{\epsilon}_{gbs}^{-1} \dots\dots\dots (1)$$

ここで C は材料定数である。さらに粒界すべり速度は最小クリープ速度に比例すると考えてよいので¹¹⁾、破断寿命は最小クリープ速度に逆比例して増大することになる。すなわちタイプ I では、粒内の強化が破断寿命の改善に大きく寄与することができる。切欠材においてはき裂は切欠底付近のみ形成されるので、き裂の成長は切欠底付近の変形量に依存する。切欠底での変形量は測定できないので、結晶粒の変形の程度から変形量を推定すると、硬度の最も低い場合でも切欠底付近の結晶粒は Photo. 1 b や h のようにあまり変形していない。しかし同程度の硬度の平滑材では破断伸びが 30% 以上にも達し、結晶粒は大きく引き伸ばされている。このように切欠底での変形量は周囲の拘束を受けて平滑材よりも減少する。このため切欠材のき裂の成長は遅くなり、タイプ I の領域では切欠強化になると考えられる。

これに対し硬度が高くなり、ぜい性的粒界破壊が起きて破断寿命がき裂の発生過程に支配されるタイプ II の場合には、破断寿命はき裂発生位置での局所集中応力 σ_c の大きさに依存し¹²⁾、(2)式のように表わされる⁶⁾。

$$t_r = A^{-1} \left(\frac{C \sqrt{\gamma}}{\sigma_c} \right)^{\frac{B}{kT}} \exp \left(-\frac{U_0}{KT} \right) \dots\dots\dots (2)$$

ここで γ は破壊時の表面エネルギー、 k はボルツマン定数、 T は絶対温度、 U_0 はき裂発生過程の活性化エネルギー、 A, B, C は材料定数である。クリープき裂はおもに引張軸と垂直な粒界の粒界 3 重点に発生するので、局所集中応力 σ_c は粒界 3 重点における集中応力で、これは変形抵抗が大きいほど大となると考えられるので⁶⁾、粒内を強化することは σ_c を増大し、(2)式にしたがつて破断寿命を低下させる。切欠きがあると切欠底の粒界 3 重点での集中応力 $\sigma_{c-notch}$ は切欠による応力集中によつて平滑材の場合よりも増大するであろう。それゆえ切欠材では平滑材より、同一硬度であつても、より大きな集中応力が生じて早期の破断を招き、タイプ II の領域では切欠弱化になると考えられる。

以上のように、破断寿命への切欠きの影響は破断様式の相違と密接に関連している。そして硬度が低く延性的な粒界破壊となる範囲 (タイプ I) では切欠きによる変形の拘束によつて切欠強化となるが、硬度が高くぜい性的な粒界破壊となる範囲 (タイプ II) では切欠きによる応力集中の増加によつて切欠弱化になると考えられる。

4.2 延性からぜい性粒界破壊へのせん移におよぼす切欠きの影響

上述のように破断様式が延性的な粒界破壊からぜい性的な粒界破壊へとせん移する硬度 Hv^* はいずれの熱処理材でも平滑材より切欠材のほうがはるかに低くなつてゐる。延性-ぜい性破壊のせん移は平滑材で考察したように⁶⁾、集中応力が粒界の一辺の長さ L のき裂を不安定に伝ばさせるときに起こると考えられる。すなわち局所集中応力 σ_c のもとで発生した微視き裂は一粒子長 L までは容易に成長できると考えられるので、 σ_c のもとの不安定限界のき裂長さが L 以下の場合には一個の微視き裂の発生だけで最終破断が生じるようなぜい性破壊が起こると考えられる。それゆえぜい性破壊の条件は GRIFFITH の式¹³⁾ を用いて次式で与えられる。

$$\sigma_c \geq \sqrt{\frac{4E\gamma}{\pi L}} \dots\dots\dots (3)$$

ここで E はヤング率、 γ は表面エネルギーである。(3)式右辺はぜい性破壊を生じるのに必要な最小の応力 (これを σ_{fGB} とおく) を与えるが、硬度には依存しない。これに対し集中応力 σ_c は変形抵抗に依存し、硬度が高いほど大となる。平滑材の集中応力を $\sigma_{c-smooth}$ 、切欠材のそれを $\sigma_{c-notch}$ として、 σ_c と σ_{fGB} の関係を示したのが Fig. 13 で、まず平滑材では硬度とともに $\sigma_{c-smooth}$ は増大し、 $\sigma_{c-smooth} = \sigma_{fGB}$ となる硬度 Hv^* で延性からぜい性破壊へのせん移が起こる。粗大炭化物を持つジグザグ状粒界では、 L がジグザグの一辺に縮まるとともに γ が大となるため、 σ_{fGB} は σ_{fGB-I} から σ_{fGB-II} へと上昇し、これにともない Hv^*-I が

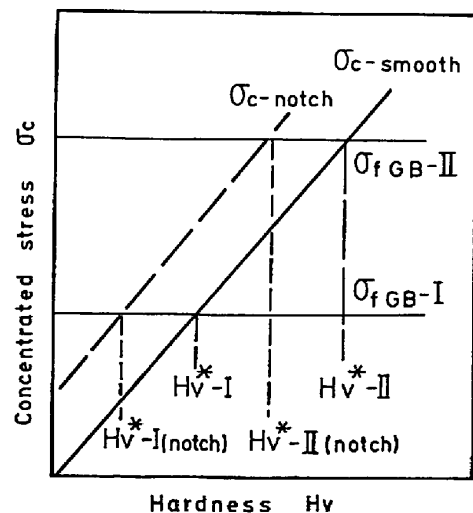


Fig. 13. Schematic representation of the relationship between concentrated stress and fracture stress on grain boundaries as a function of hardness.

Hv*-I へと高くなる。また結晶粒径を小さくすることも L を小さくして Hv* を高める効果がある。

さて切欠きの影響を考えると、 σ_{fGB} は材料固有の強度であるから切欠きの影響は受けないが、切欠底での集中応力 $\sigma_{c-notch}$ は切欠きによつて増大する。そのため切欠材では Fig. 13 のように平滑材と等しい硬度でも大きな集中応力が生じ、 $\sigma_{c-notch} = \sigma_{fGB}$ となる硬度は Hv*-I, II (notch) のように平滑材よりもそれぞれ低い硬度へと移行する。

以上のように、切欠材では切欠きによる応力集中のために延性-ぜい性破壊のせん移が平滑材に比べて低い硬度で生じ、平滑材では延性的な粒界破壊が起こる場合でも切欠きによつてぜい性的な粒界破壊の挙動が生じやすくなるといえる。

5. 結 言

種々の粒界形状に調整した含 P - 高 C オーステナイト耐熱鋼で炭化物の分散状態 (硬度) を広範囲に変えて切欠クリープ破断強度を調べ、粒界形状と硬度の影響を粒界強度と粒内強度という観点から破断様式と関連づけて考察した。併せて切欠による強化あるいは弱化についても破断様式の相違から検討した。本実験では粒界形状は溶体化加熱後の冷却法により制御し、急冷して直線状粒界を、また徐冷して粗大炭化物を持つジグザグ状粒界を得た。炭化物の分散は前時効条件を変えて制御した。得られたおもな結果はつぎのとおりである。

(1) 同一応力における破断寿命は、低硬度範囲ではいずれの粒界形状においても硬度が増すにつれて増大するが、粒界形状に依存したある臨界の硬度 Hv* を超えて硬度を増すとかえつて低下する。粒界がジグザグ状に曲がるほど臨界の硬度 Hv* は高い値になり、それにもない最大の破断寿命を著しく増大する。また結晶粒径を小さくすることは直線状粒界においては Hv* を高くするが、ジグザグ状粒界においてはほとんど影響しない。

このような破断寿命と硬度、粒界形状の関係は平滑材でみられたと全く同様であるが、切欠材の Hv* はいずれの粒界形状においても平滑材よりもはるかに低い硬度にある。そのため低硬度-高延性側では切欠強化に、高硬度-低延性側では切欠弱化となる。

(2) 破断様式の検討から、破断寿命への硬度の寄与が異なる臨界硬度 Hv* は硬度の増加にともなう延性的粒界破壊からぜい性的粒界破壊へのせん移に対応することがわかった。切欠材では切欠きによる応力集中の増大により延性-ぜい性粒界破壊のせん移が平滑材よりも低い硬度で起こり、それゆえ Hv* が低硬度側に移行する

のである。

(3) Hv* 以上のぜい性的粒界破壊の起こる高硬度範囲では、破断寿命が粒界3重点などでの局所集中応力に依存する。それゆえ切欠材では切欠きによる応力集中によつてさらに局所集中応力が増大し、同一硬度でも平滑材より破断寿命は短く、切欠弱化になると考えられる。

これに対し、Hv* 以下の延性的粒界破壊が起こる低硬度範囲では破断寿命が変形過程に支配されるので、切欠きによる変形の拘束によつて切欠強化になると考えられる。

このように切欠きによる強化あるいは弱化は破断様式、したがって破断延性と密接な関連があり、破断伸びの大きい材料ほど大きな切欠強化を示すことがわかった。

(4) 粒界をジグザグ状に曲げることは切欠材においてもぜい性的な粒界破壊を抑制し、すなわち粒界を強化して破断寿命の向上にはきわめて効果的である。

しかし切欠きがあると、ぜい性的な粒界破壊の傾向が大となるため、高い硬度を与えるが延性を非常に損なう高温の溶体化処理は、直線状粒界ばかりでなく、ジグザグ状粒界に対しても破断強度の劣化をもたらす。切欠材ではむしろ低温の溶体化処理のほうが、いずれの粒界形状に対しても延性の増大によつて優れた破断強度を与える。

文 献

- 1) K. OHJI, K. OGURA and S. R. KANG: Proc. 1971 Kyoto ICM, (1972), vol. 3, p.114 [Soc. Materials Sci. Japan]
- 2) 鈴木房幸, 長野 隆: 第 12 回高温強度シンポジウム前副集, (1974), p. 77. [日本材料学会]
- 3) R. M. GOLDHOFF and A. J. BROTHS: Trans. ASME. ser. D, 90 (1968), p. 37
- 4) 織田貞二郎, 植田昭二, 中村 誠: 材料試験, 11 (1962), p. 136
- 5) 栗山良員, 雑賀喜規, 服部常一: 材料試験, 11 (1962), p. 157
- 6) 山本 優, 宮川大海, 小林光征, 藤代 大: 鉄と鋼, 63 (1977) No.12, p. 1848
- 7) 小林光征, 山本 優, 宮川大海, 嵯峨卓郎, 藤代大: 鉄と鋼, 58 (1972), p. 859
- 8) 山崎道夫: 材料, 15 (1966), p. 24
- 9) T. G. LANGDON: Phil. Mag., 22 (1970), p.945
- 10) H. E. EVANS: Phil. Mag., 23 (1971), p. 1101
- 11) J. A. WILLIAMS: Phil. Mag., 20 (1969), p. 635
- 12) 横堀武夫: 材料強度学第 2 版, (1974), p. 263 [岩波全書]
- 13) G. E. DIETER: Mechanical Metallurgy, (1961), p. 195 [McGraw-Hill]