

秋田大学 鉱山学部

" " 大学院

○渡部充 橋浦広吉

三浦利宏

## 1 緒言

一般に高Mnオーステナイト鋼は加工硬化が最も著しい1.2%C-12%Mnの標準組成のものが広く用いられており、疲労についての研究もこのような組成の材料についてなされている。一方Mn量を低下することにより耐アブレージョン性が向上することが知られているが、低Mnオーステナイト鋼の疲労については全く研究がなされていない。そこで本実験においては、溶体化処理後水冷することによりオーステナイト単相となる境界附近の組成である1.2%C-6.5%Mnオーステナイト鋼について、片持ち回転曲げ疲労試験を行い、疲労破壊挙動について調べた。また加工硬化性が高い材料であることから、溶体化処理後切削加工し、エメリー紙研磨仕上げしたものと、切削加工後溶体化処理し、電解研磨により表面の加工影響層を除去したものとを比較し、表面加工の影響について2, 3検討した。

## 2 試料および実験方向

本実験に用いた試料は高周波炉により大気中で溶製後20kgの鑄塊にし、圧延および鍛造により直径12mmの丸棒にしたもので、その化学組成を表1に示す。この素材から長さ120mmの丸棒を切り出し、鍛造の影響を除去するため、真空中で1050°Cに2hr均質加熱後水冷した。さらにこれから図1に示す片持ち回転曲げ疲労試験片を切削加工により作製し、真空中で1050°Cに30min保持後水冷し、エメリー紙および電解研磨により表面加工層を除去した。この試験片を以後A材とする。次に均質加熱後水冷したものを再び1050°Cに30min真空中で加熱後水冷し、切削加工により図1に示す試験片を作製し、エメリー紙で仕上げた。この試験片を以後B材とする。A材についてはクラックの発生、伝播過程を調べるため、途中で試験を中断し、光学顕微鏡により試料表面の組織写真撮影を行い、さらに外部におけるクラックの伝播過程および破壊様式を調べるために、走査電子顕微鏡により破面の写真撮影を行った。またオーステナイト単相領域とオーステナイト+マルテンサイト共存領域の境界組成であるため、疲労過程においてマルテンサイトの生成があるかどうかを調べるため、破面についてX線回折を行った。さらに疲労過程における試料表面の硬度変化を調べるために、最大応力負荷部における試料表面について約500μmの範囲内でマイクロビッカース硬度計

表1 試料の化学組成 (wt%)

C	Si	Mn	P	S
1.17	0.36	6.5	0.024	0.007

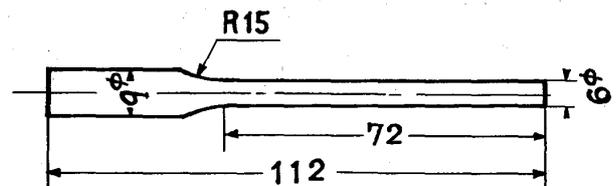


図1 試験片の形状および寸法

により硬度測定を行った。なお電解研磨は表2に示す条件で行った。

### 3 実験結果

試料を1050°C 30min 加熱後水冷した状態では光学顕微鏡による組織観察およびX線回折による解析結果からオーステナイト単相であることを確認し、片持ち回転曲げ疲労試験を行った結果、図2に示すようなS-N曲線が得られた。この図からB材の耐久限度は約45 kg/mm<sup>2</sup>、A材のそれは約42 kg/mm<sup>2</sup>であり、B材の方がA材の方より約8%大きいことが認められた。また同一応力振中に対する疲労寿命は高応力振中領域においてはA材がB材よりも若干長い。また同一振中に対する疲労寿命は高応力振中領域においてはA材がB材よりも若干長い。また同一振中に対する疲労寿命は高応力振中領域においてはA材がB材よりも若干長い。また同一振中に対する疲労寿命は高応力振中領域においてはA材がB材よりも若干長い。

次にA材の疲労中における試料表面の組織変化を図3(a)~(d)に示す。組織観察のための電解研磨条件は、表2に示す電解研磨液を用い、浴電圧、電流密度および電解時間をそれぞれ若干少くして行った。(a)は高応力振中領域の場合で $\sigma = 52 \text{ kg/mm}^2$ 、 $N = 1 \times 10^3$ における組織変化を示してお

表2 電解研磨条件

電解液	リン酸(200cc)+ クロム酸(50g)
浴電圧	10V
電流密度	0.42 A/cm <sup>2</sup>
電解温度	50°C
電解時間	3分

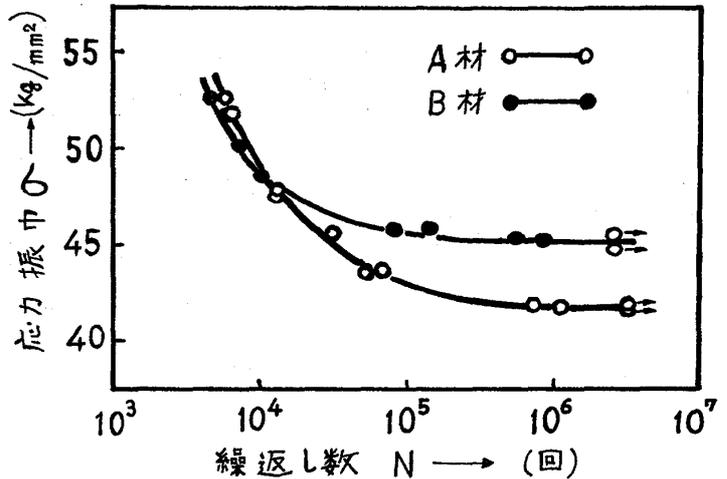


図2 A材およびB材のS-N曲線

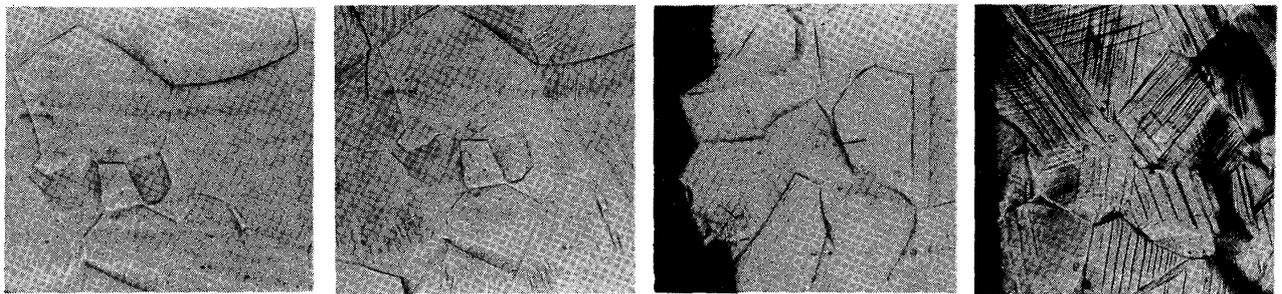


図3 A材の疲労過程における試料表面の組織変化

- (a)  $\sigma = 52 \text{ kg/mm}^2$ ,  $N = 1 \times 10^3$
- (b)  $\sigma = 52 \text{ kg/mm}^2$ ,  $N = 5 \times 10^3$
- (c)  $\sigma = 45 \text{ kg/mm}^2$ ,  $N_f = 7.9 \times 10^4$
- (d)  $\sigma = 42 \text{ kg/mm}^2$ ,  $N_f = 1.1 \times 10^6$

り、すべり帯が各結晶粒内に認められる。(b)は $5 \times 10^3$ の場合で粒界に初期き裂が発生し、粒界および粒内を応力方向にほぼ直角な方向に伝播していることが認められる。(c)は $\sigma = 45 \text{ kg/mm}^2$  (中応力振中領域);  $N_f = 7.9 \times 10^4$ の場合で初期き裂は粒界、双晶境界および粒内のすべり帯に沿って発生し、応力方向にほぼ直角に伝播するものと考えられる。(d)は $\sigma = 42 \text{ kg/mm}^2$  (低応力振中領域),  $N_f = 1.1 \times 10^6$ の場合で、初期き裂は主としてすべり帯に沿って発生し、粒内を応力方向にほぼ直角に伝播するものと考えられる。以上疲労中の表面組織観察から、高応力振中領域では初期疲労き裂は主に粒界に沿って発生し、応力振中の低下に伴ってすべり帯に沿って発生へと移行する傾向が認められ、その伝播過程も同様の傾向を示すことが認められた。図4(a)~(d)にA材の破面の走査電子顕微鏡写真を示す。(a)は $\sigma = 52 \text{ kg/mm}^2$ ,  $N_f = 6.2 \times 10^3$ の場合で、初期き裂発生部近傍の写真である。大部分は粒内ぜい性破面を呈しているが、一部粒界破面も認められる。(b)は中心部で、大部分は粒界破面を呈し、き裂伝播に伴って粒内破壊から粒界破壊へと移行する傾向が認められる。また粒界から二次クラックが発生するものも認められた。(c)は最

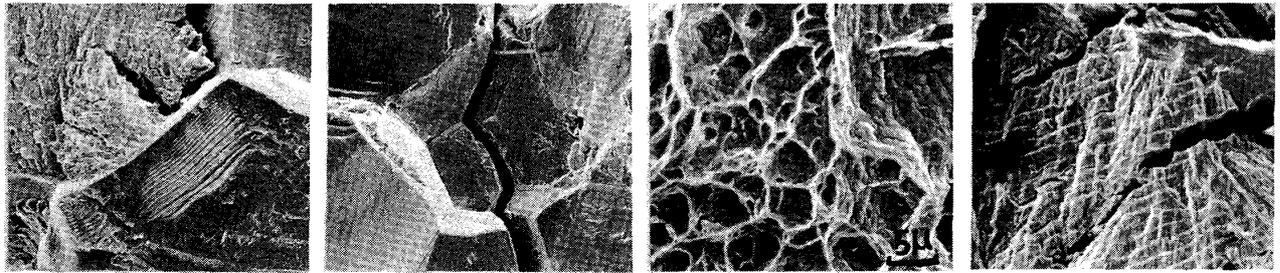


図4 A材の破面の走査電顕写真 (a)~(c)  $\sigma = 52 \text{ kg/mm}^2$ ,  $N_f = 6.2 \times 10^3$ , (d)  $\sigma = 42 \text{ kg/mm}^2$ ,  $N_f = 1.1 \times 10^6$ , 20 $\mu$

終破断部で延性破面特有のデンプルパターンが認められる。このように高応力振中領域における破壊は粒内ぜい性破壊から粒界ぜい性破壊へと移行し、最後に延性破断することがわかった。中応力振中領域においても同様な破面形態を示しているが、粒内ぜい性破面の割合がより多くなっている。(d)は $\sigma = 42 \text{ kg/mm}^2$ の場合で、中心部の写真であるが、ぜい性的なストライエーションが認められ、き裂発生がすべり帯に沿って進行したことを示している。またストライエーション部分から二次クラックの発生が認められた。このように低応力振中領域ではぜい性ストライエーションを伴う粒内ぜい性破壊であることがわかった。図5(a), (b)はB材の代表的な破面写真である。(a)は $\sigma = 52 \text{ kg/mm}^2$ ,  $N_f = 4.8 \times 10^3$ の場合で、A材同様粒内ぜい性破面を示している。(b)は $\sigma = 42 \text{ kg/mm}^2$ ,  $N_f = 9.0 \times 10^5$ の場合で、これもA材同様ぜい性ストライエーションが認められる。このように破面はA材、B材ともに全く同様の形態を呈することがわかった。

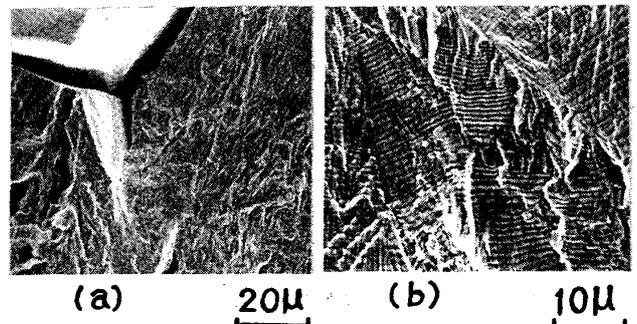


図5 B材の破面の走査電顕写真 (a)  $\sigma = 52 \text{ kg/mm}^2$ ,  $N_f = 4.8 \times 10^3$  (b)  $\sigma = 42 \text{ kg/mm}^2$ ,  $N_f = 9.0 \times 10^5$ , 20 $\mu$  10 $\mu$