1707 ラジカル窒化による Alloy 718 の疲労特性改善について

Improvement of Fatigue Strength of Alloy718 by Radical Nitriding

○大田晃久・鹿児島大学 (院)

Akihisa OHTA・Kagoshima University

皮籠石紀雄・鹿児島大学

山根健作・鋼鉄工業

Norio KAWAGOISHI・Kagoshima University

Kensaku YAMANE・Kohan Kogyo

森野数博・徳山高専

深田一徳・鋼鉄工業

Kazuhiro MORINO・Tokuyama college of Technology

Kazunori FUKADA・Kohan Kogyo

Key Words: Fatigue, Alloy 718, Radical nitriding, Rotating bending, Crack initiation, Crack propagation, Compound layer

1. 緒 言

著者らは先に、ラジカル窒化法を Ni 基超合金の一つである Alloy718 に適用し、疲労強度が向上すること、その理由は化合物層によるき裂発生抑制であることを確認した。

しかし、き裂発生抑制効果を高めるには本窒化法でも、窒化温度を高く、あるいは時間を長くする必要があり、条件によっては母材の軟化、結果として、き裂伝ば抵抗の低下を招き、期待通りの疲労強度向上は得られないことがある。また、化合物層によりき裂発生は遅れるが、その際のき裂発生箇所は、試験片表面における疲労被害の連続観察および破面観察から、試験片表面であると判断したが、化合物層が薄く、厳密には化合物層の表面かあるいは化合物層と母材の界面のいずれであるかを特定するまでには至らなかった。

そこで本研究では、ラジカル窒化した Alloy718 を用いて、母材の軟化を生じさせずに化合物層を厚くするため、時効処理と窒化処理の各条件を選ぶことにより、より高い疲労強度を得ること、またその際のき裂発生箇所を明らかにすることを目的に回転曲げ疲労試験を行った。

2. 材料、試験片および実験方法

用いた材料は市販の Ni 基超合金 Alloy 718(直径 15mm)の丸棒である。素材は、982°C,1h で溶体化した状態で納入されたものであり、平均結晶粒径は約 18μm であった。窒化処理は時効後、水素ガスおよびアンモニアガス中で行った。

まず予備実験として、納入材に対し、先の研究で確認したラジカル窒化炉の使用温度と実用的な処理時間の中で化合

物層が最も厚くなる 570°C,20h の窒化条件を選び、その条件をベースに母材が軟化しない時効条件を各種検討した。その結果が Fig.1 に示される時効条件である。720°C,8h 加熱保持の後さらに 621°C,4h 加熱保持の二段時効、そしてその後 570°C,20h の窒化条件に相当する時効処理を行えば、母材は本材に通常適用する二段時効処理 (720°C,8h 加熱保持の後さらに 621°C,8h の時効) と同等の硬さが得られることがわかる。

以下では、時効処理のままの材料を時効材、本研究で適用した条件により窒化した材料を MN-570 材と呼び、比較として先に報告した通常適用する二段時効後窒化した材料を N-570 材(570°C,20h の窒化、化合物層厚さは約 10μm)、N-500 材(500°C,12h の窒化、化合物層厚さは約 4μm)と記す(数値は窒化温度を示している。).

Fig.2 に疲労試験片の形状と寸法を示す。表面き裂の観察はレプリカ法で行い、き裂長さ a は試験片表面に沿う円周方向の長さで定義した。疲労試験は、小野式回転曲げ疲労試験機(容量 15N・m)を用いて室温、大気中で行った。繰返し速度は約 50Hz である。

3. 実験結果および考察

Fig.3 に、MN570 材の $S-N$ 曲線を示す。同図には先に報告した時効材、N500 材および N570 材の結果も示してある。窒化により疲労強度は上昇するが、化合物層厚さはほぼ同じであっても内部硬さが低下した N570 材より内部硬さが低下しなかった MN570 材の方が強度は高く、今回の時効と窒化の組み合わせで大幅な疲労強度の上昇が得られた。

Fig.4 は、MN570 材のき裂伝ば曲線であり、時効材と N570 材の結果も比較として示してある。Fig.5 はそのときのき裂長さとき裂伝ば速度の関係である。MN570 材のき裂発生は、他の材料より大幅に遅れている。また、き裂伝ば速度は時効材のそれに比べき裂が短い間はやや遅いが、ある程度大きくなるとほぼ等しく、N570 材で生じた加速はみられない。こ

Fig.1 Aging conditions

Fig.2 Shape and dimensions of specimen (mm)

のように窒化条件を同時に考慮した時効条件を選べば、き裂伝ば抵抗を損なうことなくき裂発生抑制効果が得られ、疲労強度は大幅に改善される。

Fig.6 は MN570 材の破面写真である。き裂発生部に注目すると、化合物層厚さに相当する浅い部分が円周方向に平坦な割れを呈している。しかし破面の内部方向へは、表面の一カ所を起点に放射状の様子が観察される。このことと、Fig.4 の結果を併せ考えると、時効材と同様に、き裂は試験片表面を起点に発生したことが推測される。しかし、き裂は起点から内部方向に向かって放射状に成長しているものの化合物層が薄く、化合物層表面であるのか、もしくは化合物層と母材の界面であるのかを判別することは困難である。

そこで、き裂の起点が化合物層表面であるのか、もしくは化合物層と母材の界面であるのかを判別するために、応力繰

返しの途中で試験片表面を電解研磨で除去し、化合物層より内部の状況を観察した。

Fig.7 は、任意の応力繰返し後の表面状態と、その表面を研磨した後の表面状態を示した例である。研磨前は確認できなかったき裂が研磨により確認(Fig.7(a)参照)、あるいは表面で測定されたき裂は研磨によりさらに長いき裂として確認(Fig.7(b)参照)できる。また、研磨をさらに続けるとき裂長さは短くなる。これらのことから、き裂は化合物層に接する母材表面を起点に発生し、内部方向へ成長すると共にある時点で表面の化合物層が割れ、表面き裂になったものと考えられる。

以上より、Alloy718 のラジカル窒化条件として、母材の軟化を生じさせずに化合物層を厚くするため適切な時効処理と窒化処理の各条件を選ぶことにより、より高い疲労強度を得ること、またその場合のき裂発生箇所を明らかにできた。結言、文献：省略

Fig.3 S-N curves

Fig.5 Crack growth rate against crack length

Fig.4 Crack growth curves

Fig.6 Fracture surface (MN570, $\sigma_a=700\text{MPa}$)

(a) $N=2.5 \times 10^5$ (cycles)

(b) $N=3.5 \times 10^5$ (cycles)

Fig.7 Surface states of fatigued specimen before and after removing surface layer by electro-polishing (MN570, $\sigma_a=800\text{MPa}$, $\Rightarrow$ Crack tip)