133

ステンレス鋼の疲労特性に及ぼす水素の影響

九州大学[院]	○楢崎千尋,金崎俊彦	九州大学	峯 洋二
九州大学(現	福岡大学)松永久生	九州大学	村上敬宜

Effects of Hydrogen on Fatigue Properties of Stainless Steels Chihiro NARAZAKI, Toshihiko KANEZAKI, Yoji MINE, Hisao MATSUNAGA and Yukitaka MURAKAMI

1緒 言

燃料電池システムの高圧水素タンクや各種部品,配管 などの材料としてステンレス鋼の使用が検討されてい る.高圧水素タンクや配管などの構成要素は高圧水素環 境に曝される.水素は金属材料中に侵入し,材料の静的 強度や疲労強度を低下させることがある^{1),2)}.金属中へ の水素の拡散挙動は,金属の組織に依存する.オーステ ナイト系ステンレス鋼はフェライト系ステンレス鋼や マルテンサイト系ステンレス鋼に比べて常温における 水素の拡散係数が約4桁小さい³⁾.しかし準安定オース テナイト系ステンレス鋼は、冷間加工や繰返し応力によ って加工誘起マルテンサイト変態するので,水素が拡散 しやすくなる可能性がある.そこで,本研究ではこれら の問題に注目して,オーステナイト系ステンレス鋼およ びフェライト系ステンレス鋼の疲労き裂進展に及ぼす 水素の影響について研究した.

2 実験方法

使用した材料はオーステナイト系ステンレス鋼 SUS304, SUS316, SUS316L およびフェライト系ステン レス鋼 SUS405 である. Table I に各材料の化学成分およ び基地組織のビッカース硬さ HV を示す. SUS304, SUS316, SUS316L は溶体化処理材を, SUS405 は焼鈍材 を用いた. Fig.1(a)に疲労試験片形状を示す. 試験片試験 部をエメリー紙#2000まで研磨した後,バフ研磨により 仕上げたものを未チャージ材とし、バフ研磨後さらに水 素チャージを施したものを水素チャージ材とした. 疲労 き裂進展を観察するために、試験部中央に直径 100 µm, 深さ 100 µm の人工微小穴(Fig.1(b))を導入した. 水素チ ャージ材への微小穴の導入は、水素チャージ後に行った. 水素チャージは陰極チャージ法により, 陽極に白金を用 い, pH = 3.5 の硫酸水溶液中で電流密度 i = 27 A/m² で行 った.水素濃度は昇温脱離分析(TDS)により測定した. 疲労試験は油圧サーボ引張圧縮疲労試験機を用いて応 カ比R=-1,大気中で行った.水素チャージ材の疲労試 験は、水素チャージ取出しから疲労試験後の水素濃度測 定まで100時間以内に行い、試験片に水素が入った状態 で疲労試験を行った.繰返し速度は疲労試験中に試験部 表面温度が 60℃を超えないように 1~20 Hz の間で調節 した.疲労き裂進展の観察はレプリカ法により行った.

3 実験結果および考察

3.1 材料中の水素濃度分布 Fig.2 に水素チャージを行った各種ステンレス鋼の試験片表面からの深さと水素 濃度の関係を示す.水素チャージを施した試験片の水素 濃度を測定した後,試験片表面層を研磨して取り除き, 水素濃度を測定した.前後の水素濃度の差をその深さで の水素濃度と見なすという作業を繰返し,試験片表面か らの深さと水素濃度を測定した.全ての測定は水素チャ ージ後 31 時間以内に行った.オースナイト系ステンレ ス鋼は,試験片表面付近に特に水素が濃化しており,表 面から 100 µm~300 µm の深さで水素量が未チャージ材 Table I Chemical compositions and Vickers hardness HV.

				(mass s					
	С	Si	Mn	Р	S	Ni	Cr	Мо	Al
SUS304 (Austenitic, HV =176)	0.06	0.36	1.09	0.03	0.02	8.19	18.7	-	-
SUS316 (Austenitic, HV =161)	0.05	0.27	1.31	0.03	0.03	10.2	17	2.08	-
SUS316L (Austenitic, HV=157)	0.02	0.78	1.4	0.04	0.01	12.1	17	2.04	-
SUS405 (Ferritic, HV =159)	0.04	0.37	0.38	0.02	0.01	0.21	13.2	-	0.26
					•			·	L



(a) Tension-compression specimen (b) Small artificial hole Fig.1 The shape and dimensions of fatigue test specimen.



Fig.2 Hydrogen content distributions of cathodically charged specimens.

と同等となっていた.一方,フェライト系ステンレス鋼 は表面から約5mmの深さまで水素が侵入していたが水 素の含有量は少なかった.

3.2 疲労き裂進展に及ぼす水素の影響 Fig.3(a)~(d)に 微小穴材を用いた疲労試験における繰返し数と疲労き 裂長さの関係を示す. SUS304 および SUS316 では,水 素チャージ材の疲労き裂進展速度は未チャージ材と比 べて高くなっている.一方,SUS316L および SUS405 の 疲労き裂進展速度では水素チャージ材と未チャージ材 で明確な差は認められない.Fig.4 に,レプリカ法により 観察した SUS304 と SUS316L の疲労き裂写真を示す.オ ーステナイト系ステンレス鋼の水素チャージ材の疲労 き裂は未チャージ材と比較して直線的に進展していた. また,未チャージ材ではすべり帯が広く発生していたの に対し,水素チャージ材ではすべり帯が疲労き裂近傍に 局在化していた.一方,フェライト系ステンレス鋼の疲 労き裂では,未チャージ材と水素チャージ材で疲労き裂 やすべり帯に明確な差は認められなかった.





Fig.4 Crack emanating from an artificial hole. オーステナイト系ステンレス鋼の疲労破面におけ 3.3 るマルテンサイト変態 Fig.5 および Fig.6 にオーステナ イト系ステンレス鋼の試験片破面における疲労き裂先 端のマルテンサイト量を示す. マルテンサイト量は微小 部X線回折により測定した.なお,SUS304 では、水素 チャージ材と比べて未チャージ材の疲労試験温度が低 かった. そのためマルテンサイト量の温度補正を行って いる. Fig.5 より, マルテンサイト変態量は SUS304, SUS316, SUS316Lの順に多くなっていた.特に SUS304 の水素チャージ材で、未チャージ材と比較して破壊起点 近傍でのマルテンサイト量が多い.上述のように、オ ステナイト系ステンレス鋼の水素チャージ材には試験 片表面から深さ 100 µm~300 µm まで水素が拡散してい た. そこで、マルテンサイト変態への水素の影響を調べ るために, 破面における試験片表面近傍の水素チャージ 材と未チャージ材のマルテンサイト変態量を比較した. その結果, Fig.6 より, SUS304 では Fig.5 と同様に破壊 起点近傍でマルテンサイト量が多い.一方, SUS316L で は水素チャージ材と未チャージ材のマルテンサイト変 態量に顕著な差は認められなかった、これより、今回の 研究で行った水素チャージによる試験片表面に拡散し た水素は、破壊起点近傍でマルテンサイト変態へ影響を 及ぼしていると考えることができる.また,疲労き裂先 端における繰返し応力の負荷と試験片表面に拡散した 水素との相乗効果により生じた加工誘起マルテンサイ トが、さらに試験片表面に拡散した水素と連成し、疲労 き裂進展に影響を及ぼしていると言える.



各種ステンレス鋼(SUS304, SUS316, SUS316L, SUS405)の疲労き裂進展に及ぼす水素の影響について研究し、以下のことが明らかになった.

(1)オーステナイト系ステンレス鋼 SUS304 および SUS316 の水素チャージ材の疲労き裂進展速度は、未チ ャージ材と比較して速いが、SUS316L では明確な差はな かった.また、フェライト系ステンレス鋼 SUS405 の疲 労き裂進展速度では、水素チャージ材と未チャージ材で 明確な差はなかった.

(2) オーステナイト系ステンレス鋼の水素チャージ材の 疲労き裂は未チャージ材と比較して直線的に進展し,す べり帯の発生がき裂近傍に局在化していた.

(3)オーステナイト系ステンレス鋼の疲労破面における マルテンサイト変態量は SUS304, SUS316, SUS316Lの 順に多くなっていた.また, SUS304 の水素チャージ材 において,破壊起点近傍でマルテンサイト量が多かった. SUS304 および SUS316 における疲労き裂進展速度の加 速は,疲労き裂先端での繰返し応力の負荷と表面に拡散 した水素との相乗効果によって誘起されたマルテンサ

イトと水素の連成によるものと考えることができる.

参考文献

- Benson Jr. R. B., Dann R. K. and Robert Jr. L. W., Trans. Metall. Soc. AIME, 242, 2199-2205 (1968).
- 村上敬宜, 植田徹, 野本哲志, 村上保夫, 機論 A, 60-572, 942-945 (2000).

3) 坂本芳一,片山浩,日本金属学会誌,46,805 (1982).



0.1 0.5 1 1.5 2 2.4 2.8 3 3.3 260 MPa

Distance from fracture origin (mm)







-254-