

論 文

Ni-15Cr-25W 合金の高温ガス炉近似ヘリウム 中における低サイクル疲労挙動におよぼす 長時間時効の効果

© 1985 ISIJ

古屋 一夫*・山本 孝*・貝沼 紀夫*²・(故)内山 郁*³

Effects of Thermal Aging on the Low Cycle Fatigue Behavior of Ni-15Cr-25W Alloy in the Simulated HTGR Helium

Kazuo FURUYA, Takashi YAMAMOTO, Toshio KAINUMA and (late) Iku UCHIYAMA

Synopsis :

The effects of thermal aging on the low cycle fatigue behavior of Ni-15Cr-25W alloy (KSN) were investigated at 1273 K in the simulated helium gas (He-2) for High Temperature Gas-cooled Reactor (HTGR). Fully reversed strain control tests were made at a strain rate of $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ with holdtimes of 0,6 and 60 min. The thermal aging at 1273 K for 1000 h caused the precipitation of α_2 phase (bcc-W) in the matrix and on grain boundaries of KSN.

Although a degradation of fatigue lives was observed with increasing the period of holdtime for both solution annealed and aged KSN (KSN-SA and -AGE), fatigue life was significantly larger for KSN-AGE than that for KSN-SA. The morphology of intergranular fracture of two materials indicated that the existence of α_2 particles at the grain boundaries increased both cycles to initiation and those to propagation of fatigue crack. The role of α_2 precipitates was to reduce the weakening of grain boundaries and the oxidation rate by changing the corrosion products at a crack tip from Cr-oxides for KSN-SA to Ti/Al-oxides for KSN-AGE.

1. 緒 言

Ni-Cr-W 合金は高温ガス炉の熱交換器用として最も有望な材料として開発されてきた¹⁾。中でも KSN²⁾と 113MA³⁾は Cr と W を 15 から 25 wt% 程度含有し、1273K の高温ガス炉近似 He 中において、5 万 h のクリープ破断強度が 9.8 MN/m^2 を越える優れた特性を持つ合金である。しかし、これらの合金は Cr, W の固溶硬化が主な強化因子であるため、溶体化処理温度は 1573K 程度と高く、結晶粒径は約 $200 \mu\text{m}$ と大きい。このため、クリープ強度に反して低サイクル疲労特性が比較的低いことが報告され問題となつている⁴⁾。

一方、Ni-Cr-W 合金の 1273K における W の固溶限は菊池ら⁵⁾によつて決定され、上記合金では安定相として α_2 相 (bcc-W) が析出することが指摘された。この α_2 相の析出とクリープ強度の関係は TANAKA ら⁶⁾によつて研究され、大気中クリープ強度は Cr, W の固溶硬化に加えて、試験中に起こる α_2 相の粒界上への析出が重要な強化因子であることが報告されている。さらに渡

辺⁷⁾はあらかじめ α_2 相を粒界に析出させることにより、113MA の大気中短時間の低サイクル疲労特性は改善され、クリープ強度も劣化しないことを報告している。

著者らは前報⁸⁾において、KSN と 113MA の高温ガス炉近似 He 中の低サイクル疲労挙動を調べ、疲労破壊が試験環境と密接に関係して起こることを報告した。しかしこの環境の効果は、長時間の試験では試験中に起こる組織変化により左右されることが考えられる。本研究ではこの点を明らかにするため、あらかじめ試験温度で長時間時効させ、粒内と粒界に α_2 相を析出させた KSN (Ni-15%Cr-25%W) について、単純三角波と台形波の低サイクル疲労試験を高温ガス炉近似 He 中において行い、溶体化材と比較した。

2. 試料および実験方法

本実験で使用した合金の成分分析値を Table 1 に示した。素材は 1573K で 1 h 溶体化処理した後試験片に加工し、溶体化材 (KSN-SA) とした。試験片の一部

昭和 58 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 59 年 4 月 2 日受付 (Received Apr. 2, 1984)

* 金属材料技術研究所筑波支所 (Tsukuba Laboratories, National Research Institute for Metals, 1-2-1 Sengen Sakuramura Niihari-gun Ibaraki pref. 305)

*² 金属材料技術研究所筑波支所 工博 (Tsukuba Laboratories, National Research Institute for Metals)

*³ 前金属材料技術研究所 工博 (Formerly National Research Institute for Metals)

Table 1. Chemical composition and the results of EDS analysis of alloy KSN aged for 1000 h at 1273 K (wt%).

Analyzing mode	Cr	W	Ti	Zr	Al	Ni	Others
Chemical composition	14.85	23.61	0.360	0.050	0.130	Bal.	C and Nb
Scanning analysis							
Whole area of photo. 1	14.5	27.7	ND	0.4	0.7	57.8	—
Point analysis shown in photo. 1.							
KC1 Matrix	14.5	25.0	0.1	0.5	0.6	60.9	—
KC2 α_2 precipitates	0.8	99.7	ND	1.2	ND	4.6	—

ND: not detected.

は、さらに 1273K、 10^{-4} Pa 以下の真空中で 1000 h 時効し、 α_2 相を析出させた時効材 (KSN-AGE) とした。この時試験片表面に Cr 欠乏層が 20 μm 程度生成したが、時効後ただちに研磨し、取り除いた後試験に供した。

低サイクル疲労試験片の形状、試験装置と方法は前報⁹⁾と同様である。くり返し波形はひずみ制御で、速度が $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ の完全両振り三角波と、この波形の最大引張りひずみ時に保持時間を 6 min と 60 min 加えた台形波である。負荷ひずみは 0.02, 0.01, 0.005 の 3 水準で、試験温度は 1273K である。

試験雰囲気は我が国の高温ガス炉近似 He の一つで、正常運転時の炉出口組成を模擬した第 2 He ガスである。このガス中には $\text{H}_2\text{O} : 3$, $\text{H}_2 : 300$, $\text{CH}_4 : 4$, $\text{CO} : 100$, $\text{CO}_2 : 1 \text{ ppm}$ の不純物が含まれているため、KSN 中に含まれる元素のうち Cr, Ti, Al などが 1273 K で酸化される。He ガスの供給は循環式のループにより行つたが、ループ運転中止時にはボンベガスを用いた。この時の不純物には H_2O は入っていない。またガス注入は雰囲気槽内を 10^{-7} Pa まで真空排気した後行い、圧力を 39.2 kPa, 流量を $5 \times 10^{-9} \text{ m}^3 \text{ s}^{-1}$ とした。

破断した試験片は走査型電顕 (SEM) と波長およびエネルギー分散型 X 線マイクロアナライザー (WDS または EDS) を用いて調べた。EDS の定量分析では標準試料を用いる方法を採用し、さらに腐食生成物中に酸素が含まれている場合は、酸化物が化学量論的な化合物であると仮定して補正計算を行つた。

3. 実験結果

3.1 時効材 (KSN-AGE) の組織

時効処理した KSN の SEM 写真を Photo. 1 に示す。粒内および粒界に沿って析出している白い粒子は α_2 相であり、Table 1 に EDS の結果を示すように 90% 以上の W を含んでいる。EDS の結果を化学分析値と比較すると Cr と W の濃度にかかなりの差が生じているが、これは標準試料法を用い、濃度合計を 100% に規格化しなかつたためである。結晶粒界には厚さ約 1 μm の

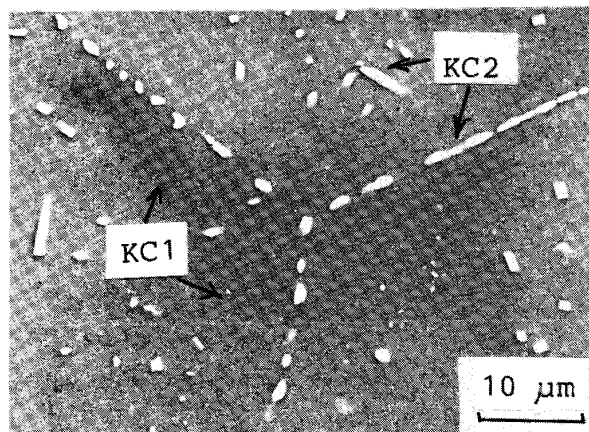


Photo. 1. The SEM micrograph of alloy KSN aged for 1000 h at 1273K.

α_2 相が密に析出しているが、このために粒界やその近傍で他の合金元素が偏析したり、欠乏領域を形成したりすることはなかつた。

3.2 低サイクル疲労試験の結果

Fig. 1 には代表的な応力・ひずみループとして、時効材に台形のひずみを与えた時の例を示す。特徴的なことは、最大引張りひずみでの保持の間にかかる大きな応力緩和と、その次の圧縮変形時に生じる顕著な降伏現象である。また、くり返し数の増加にともなうループ形状の変化は時効材と溶体化材でほとんど差がなかつた。

最大引張りひずみ保持時間 (t_h) を変化させた場合の応力幅 ($\Delta\sigma$) とくり返し数 (N) の関係を Fig. 2 に示した。くり返しの初期に起こる定常変形時の $\Delta\sigma$ は t_h にほとんど依存しないが、絶対値は時効材の方が溶体化材よりわずかに大きい。一方、試験後期において $\Delta\sigma$ が低下し始めるくり返し数は t_h に大きく依存し、 t_h の増加にともなう減少する傾向にあると同時に、時効材では溶体化材より大きな値を示している。

引張保持時間中の応力緩和曲線の一例を Fig. 3 に示した。図中白印で示したものは試験初期の定常時に得られた曲線であり、黒印は引張り側最大応力が定常時の 1/2 に低下した時のものである。定常時の緩和挙動は時効による影響をほとんど受けないのに対し、試験後期の

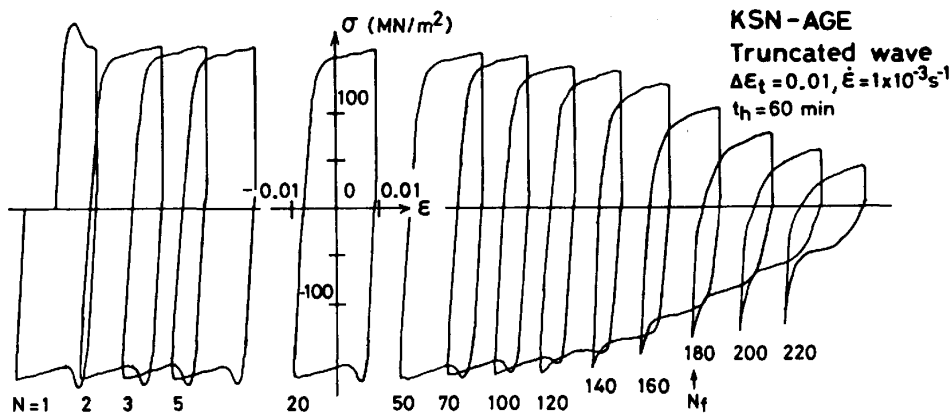


Fig. 1. Typical example of stress-strain loops obtained from low cycle fatigue test of KSN-AGE at 1273 K in He-2.

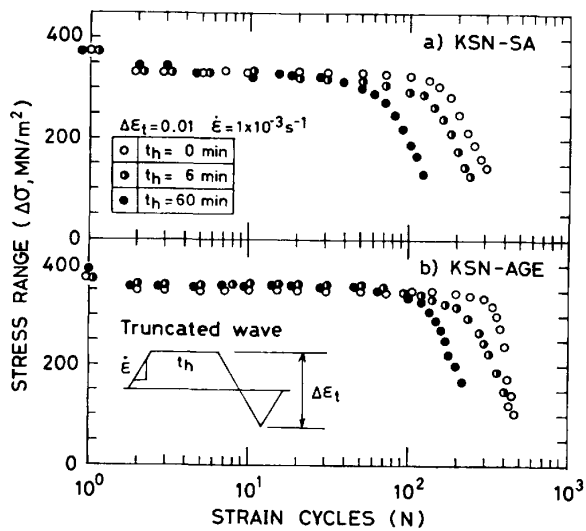


Fig. 2. Changes in stress range ($\Delta\sigma$) of KSN-SA and -AGE with increasing strain cycles (N) at 1273 K in He-2.

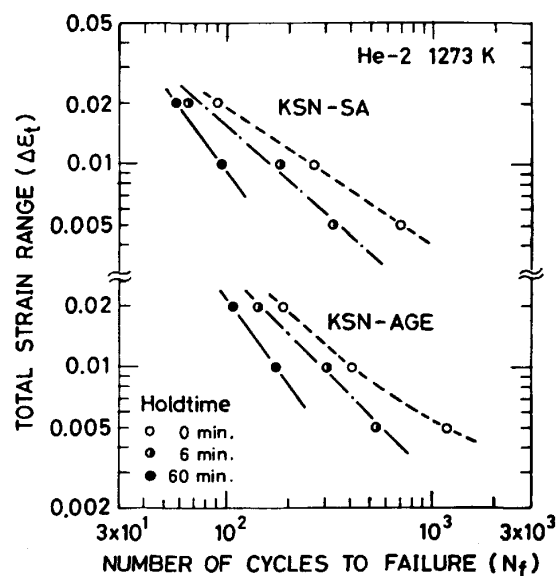


Fig. 4. Relation between total strain range ($\Delta\epsilon_t$) and the number of cycles to failure (N_f) for KSN-SA and -AGE.

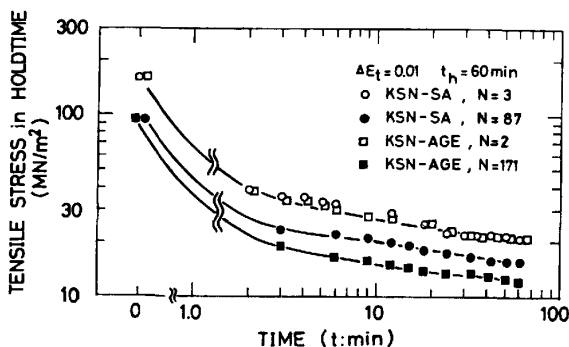


Fig. 3. Stress relaxation curves of KSN-SA and -AGE during a 60 min holdtime at 1273 K in He-2.

曲線では、時効材の最終緩和値は溶体化材より小さく、応力緩和量に差がある。この結果は、応力緩和の機構が疲労破壊を起こす以前と以後で異なっていることを示唆している。

Fig. 4 には本実験で得られた全ひずみ幅 ($\Delta\epsilon_t$) と破

断くり返し数 (N_f) の関係を示した。 N_f の定義は前報⁸⁾と同様である。 t_h の増加にともなつて、 N_f の著しい減少と曲線の傾きの増加が観察された。また同一条件で比較すると、 N_f の絶対値は時効材の方が溶体化材より大きかつた。

引張り側最大応力が定常時の 90% に低下した時のくり返し数 (N_o) を保持時間 (t_h) の関数として Fig. 5 に示した。前報⁸⁾において、 N_o は応力・ひずみループの引張り側立ち下がり部の傾きの変化から求めたくり返し数 (N_c) とよく一致していたので、本実験でも N_o を疲労き裂発生に要した寿命 (N_o) と近似して考えることができる。図中に太線で示したものは N_f - t_h の関係である。 t_h の増加による N_f の減少傾向は $\Delta\epsilon_t$ が小さいほど大きい。しかし N_o を見ると、時効材の傾きは溶体化材のそれよりはるかに小さく、 $\Delta\epsilon_t$ が小さいほどその差が顕著

であつた。

3.3 破面とき裂の観察結果

破面の SEM 観察結果を Photo. 2 に示した。ひずみ保持を行つた場合、破面は腐食生成物で覆われた。溶体化材ではひずみ保持の有無にかかわらず典型的な粒界破壊であり、粒界面は平滑であつた。一方時効材の場合

は、全般的には粒界破壊であるが、粒界面はしわが多く変形の痕跡が観察され、特に三角波の場合は一部で粒内破壊であつた。

合金表面に発生したき裂の縦断面の SEM 写真を Photo. 3 と 4 に示した。応力軸は写真上下方向である。三角波の場合、時効材では結晶粒界が α_2 相の析出により強化されているため、き裂は粒界からわずかに離れた位置に発生していた。一方、60 min 間ひずみ保持を行つた場合の表面き裂は、時効の有無に関係なく粒界上を伝播した。 α_2 相の析出形態を見ると、溶体化材ではき裂の周囲に大きな欠乏領域が形成されているのに対して、時効材ではその幅が著しく小さかつた。

表面き裂内面の腐食挙動を調べるため、Photo. 3, B) と 4, b) の分析点 K1 から KA5 について EDS を用いて分析した結果を Table 2 に示した。溶体化材ではき裂内全面で Cr 酸化物が生成し、時効材ではき裂内部の Cr 酸化物中で Ti の濃度が増加しているのがわかる。しかし、Photo. 5 に示すように、WDS を用いて溶体化材のき裂先端部の面分析を行うと、き裂の最先端の Cr 酸化物中で Ti 濃度の高い領域があり、さらに Al と Zr が濃縮していることがわかつた。

このようなき裂内の腐食挙動の位置による差を定量的に把握するため、き裂内の各点における腐食生成物の定

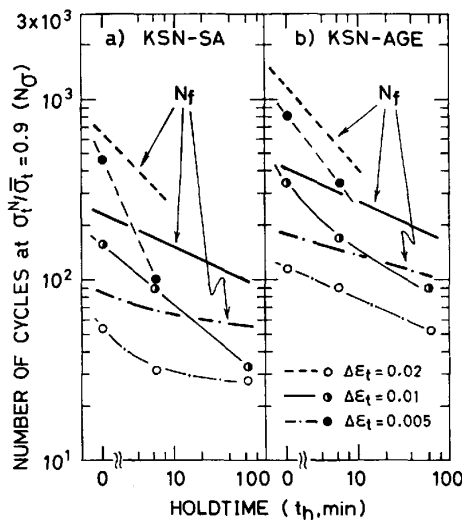
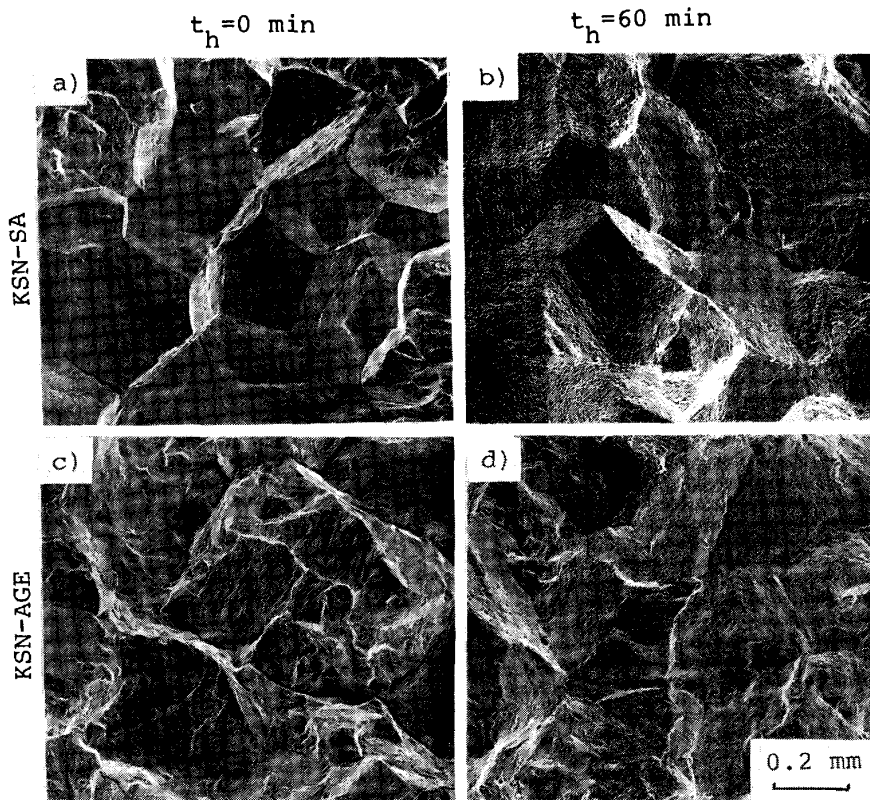
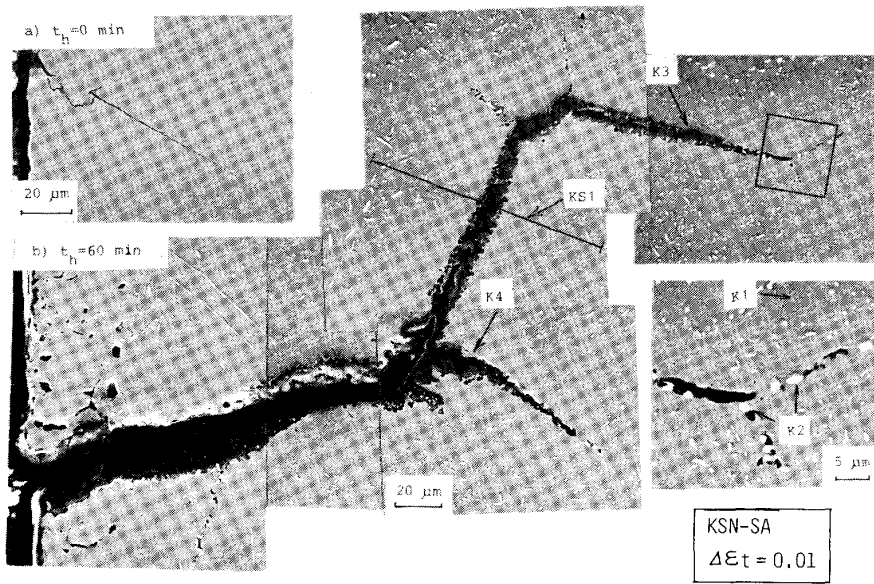


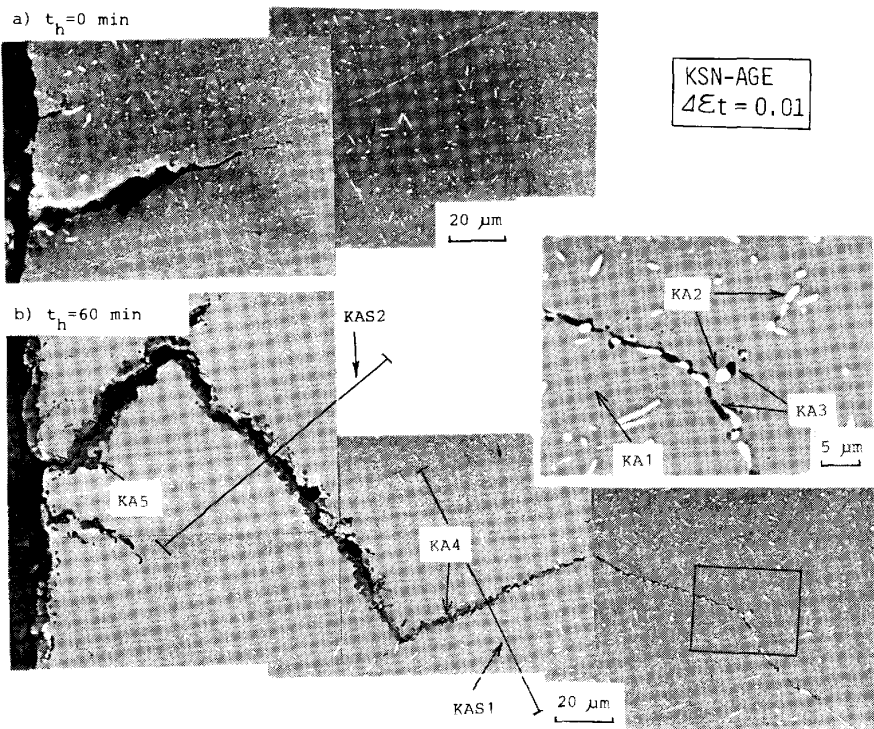
Fig. 5. The number of cycles at $\sigma_t^N/\bar{\sigma}_t=0.9$ as a function of the holdtime (t_h). The σ_t^N and $\bar{\sigma}_t$ are peak tensile stresses when the strain cycles are equal to N and when the steady state cyclic deformation is attained, respectively.



a) KSN-SA, no holdtime, b) KSN-SA, 60 min holdtime, c) KSN-AGE, no holdtime and d) KSN-AGE, 60 min holdtime. Photo. 2. Fractographical results for KSN-SA and -AGE after fatigue tests at $\Delta\epsilon_t=0.01$ with $t_h=0$ and 60 min at 1273 K in He-2.



a) no holdtime and b) 60 min holdtime. Photo. 3. Microstructures showing surface fatigue cracks on the cross sections of KSN-SA after fatigue tests at $\Delta\epsilon_t=0.01$ with $t_h=0$ and 60 min at 1273K in He-2.



a) no holdtime and b) 60 min holdtime. Photo. 4. Microstructures showing surface fatigue cracks on the cross sections of KSN-AGE after fatigue tests at $\Delta\epsilon_t=0.01$ with $t_h=0$ and 60 min at 1273 K in He-2.

Table 2. Results of EDS analysis for surface cracks of the specimens after fatigue tests at $\Delta\epsilon_t=0.01$ and $t_h=60$ min, shown in Photos. 3 and 4. (wt%)

Analyzed point	Cr	W	Ti	Zr	Al	Ni	Others
<u>KSN</u>							
K1 Matrix	14.6	24.3	0.4	ND	ND	59.6	—
K2 α_2 precipitates	1.8	91.4	ND	ND	ND	7.1	—
K3 Crack tip oxides	60.1	0.8	1.7	0.8	ND	1.3	Oxygen
K4 Crack surface oxides	57.0	0.3	1.1	ND	ND	1.2	Oxygen
<u>KSN aged for 1000 h at 1273 K</u>							
KA1 Matrix	14.3	25.3	ND	0.2	0.3	60.0	—
KA2 α_2 prcipitates	0.9	99.0	ND	1.6	ND	3.6	—
KA3 Crack tip oxides	11.9	10.4	16.4	0.9	7.0	23.0	Oxygen
KA4 Crack surface oxides	52.3	2.2	4.8	0.2	2.5	7.0	Oxygen
KA5 Surface oxides	61.9	1.1	4.5	ND	0.1	0.6	Oxygen

ND: not detected

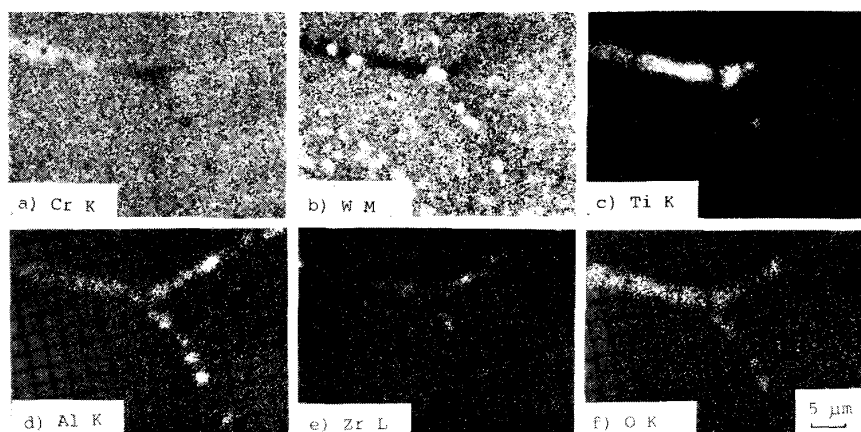


Photo. 5. Characteristic X-ray images of Cr, W, Ti, Al, Zr and O obtained by WDS at a tip of surface crack of KSN-SA framed by a black line in Photo. 3, b).

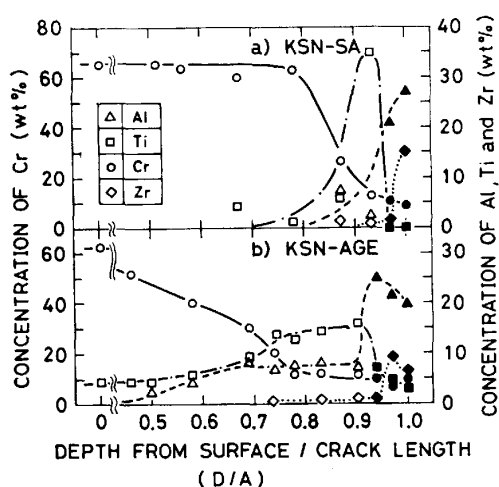


Fig. 6. The compositional changes of corrosion products in the surface cracks of KSN-SA and -AGE with a normalized crack depth (D/A) after fatigue tests at $\Delta\epsilon_t=0.01$ with $t_h=60$ min at 1273 K in He-2. The data were obtained from EDS analysis.

量分析を行い、結果を位置 (D/A) の関数として Fig. 6 に示した。 D は測定点から表面までの距離、 A はき裂の全長である。なお図中黒印のデータは、腐食生成物が化学量論的な組成からずれていると考えた方が合理的なものである。溶体化材では Ti の濃縮を示す鋭いピークが $D/A=0.9$ 近傍に現れ、Al と Zr の濃度は $D/A=1.0$ で最も高い。一方時効材では、Cr 濃度はき裂内部に向かってゆるやかに低下し、Ti 濃度は $0.7 < D/A < 0.9$ で、Al と Zr 濃度は $0.9 < D/A < 1.0$ の範囲で最も高い。このことは、溶体化材でき裂最先端でのみ起こった Ti, Al と Zr の酸化が、時効材ではき裂内で広く発生していることを示している。

表面き裂の結果を主き裂の腐食挙動と比較するため、Fig. 7 には $\Delta\epsilon_t=0.01$ で 60 min 間ひずみ保持の条件で破断した試験片の破面全体写真と、EDS の直径方向の線分析結果を示した。破面の凹凸のため X 線強度にむら

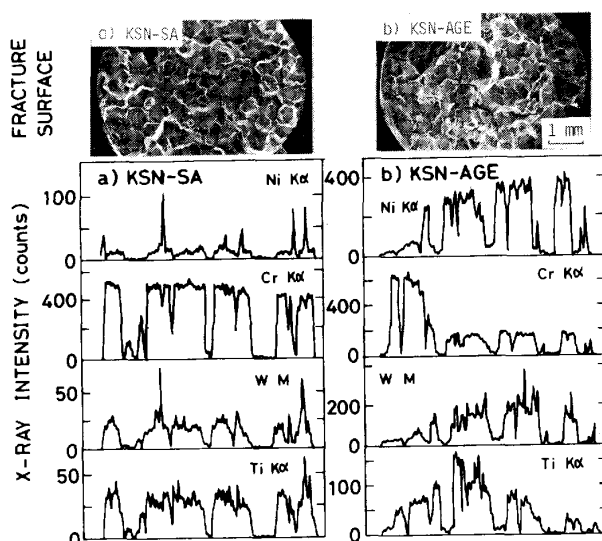


Fig. 7. The SEM photographs and characteristic X-ray intensity profiles of Ni, Cr, Ti and W of the fracture surfaces of KSN-SA and -AGE after fatigue tests at $\Delta\epsilon_t=0.01$ with $t_h=60$ min at 1273 K in He-2.

生じたが、溶体化材では破面全体が Cr 酸化物で覆われているのがわかる。時効材では破面上左側で Cr, 中央部で Ti, そのすぐ右側で W の濃度がそれぞれ高く、左から右へ巨視的なき裂伝播が進行したことが推定できるとともに、腐食挙動は表面き裂の場合と同一傾向であった。

4. 考 察

KSN を 1273K, 第 2 He 中で低サイクル疲労試験を行うと、 α_2 相を粒界に析出させた時効材の疲労寿命は、溶体化材に比べて長いことがわかった。一般に金属材料の時効による組織変化は素材の強度や延性に影響を与えるため、この効果を考える必要がある。しかし本実験では、時効材と溶体化材の巨視的な力学的挙動には大きな差は認められなかった。そこで本章では、疲労寿命におよぼす組織と不純 He の環境効果の面から検討を試

みる。

破断くり返し数 (N_f) は疲労き裂発生までのくり返し数 (N_0) とき裂が伝播し破断するまでのくり返し数 (N_p) より成っている。 N_0 を Fig. 5 に示したように N_0 と定義し、 N_p を $N_f - N_0$ とすると、ほとんどの場合 N_0 , N_p ともに時効材の方が溶体化材より大きな値を示し、 α_2 相の析出により疲労き裂の発生が遅れるとともに、伝播の速度も小さくなったと考えることができる。

著者らは前報⁹⁾において KSN が 1273K で粒界破壊を引き起こす要因として、環境に含まれる微量酸素の結晶粒界に沿った侵入とそれともなう粒界空孔の安定化、すなわち粒界強度の低下が重要であることを推論した。しかし三角波の場合、時効材の疲労き裂は必ずしも粒界上とは限らず、近傍の粒内に発生、伝播していた (Photo. 2, c) と 4, a)。このことから、時効材で長寿命となつた原因の一つは、 α_2 相の粒界析出が環境側から侵入した酸素による粒界強度の低下を軽減し、粒界でのき裂発生と伝播を妨げたためであろう。

しかしひずみ保持を行つた場合は、き裂が粒界型とな

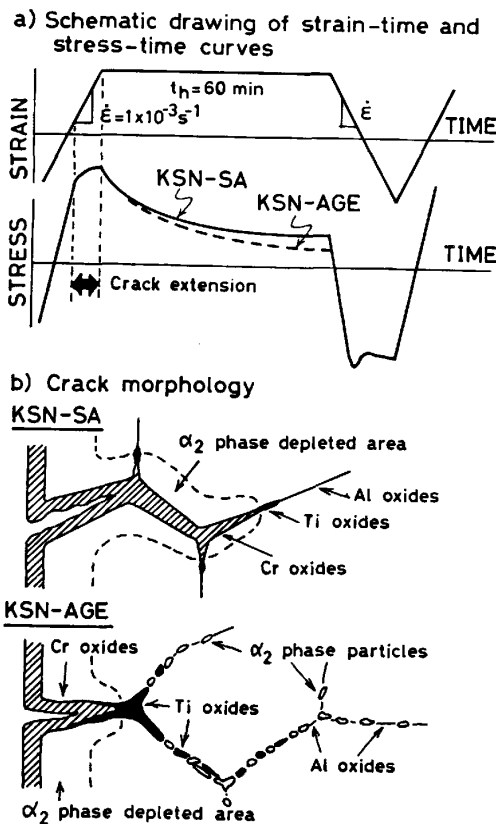


Fig. 8. Schematic drawings of strain-time and stress-time curves, and corresponding crack morphologies of KSN-SA and -AGE during fatigue tests at $\Delta\epsilon_t = 0.01$ with $t_h = 60 \text{ min}$ at 1273 K in He-2.

り腐食が激しく起こるため、さらに腐食の効果を考慮しなければならない。本実験の台形ひずみ波形と対応する応力変化、ならびにき裂内腐食生成物の模式的な図を Fig. 8 に示した。溶体化材と時効材の大きな違いは、き裂内で Ti や Al の酸化される領域が時効材において著しく広く、応力緩和量も大きいことである。

KSN を第 2 He 中 1273K において 1000 h 静的に腐食した結果によれば⁹⁾、試料表面は Cr 酸化物で覆われたが、さらに微量の酸素は結晶粒界に沿って内部に侵入し、Ti と Al の内部酸化物を生成した、と報告されている。この結果から、本実験における腐食挙動の差がき裂内の酸素分圧の差に起因することは明らかである。すなわち、時効材ではき裂先端への第 2 He ガスの供給が十分行われず、その部分で酸素分圧が低下し、Al や Ti が酸化し Cr が酸化しないガス環境になつたと考えられる。このガス供給量はき裂の開口量に大きく依存するため、時効材では α_2 相の粒界析出により粒界強度が相対的に大きく、開口量が溶体化材に比べて小さくなったと考えることができる。

このように α_2 相の粒界析出により腐食挙動に変化が生じたが、逆に Al や Ti の優先酸化によつて α_2 相のき裂内での安定性も影響を受け、結果として疲労寿命に差が生じた。阿部ら¹⁰⁾は 1273K におけるクリープ試験中に KSN の表面で Cr が酸化する場合、合金中の Cr 濃度の低下により W 固溶度が増加し、いつたん析出した α_2 相が再溶解する現象を報告している。本実験でも同様の現象が観察された。Fig. 9 には Photo. 3 と 4 の

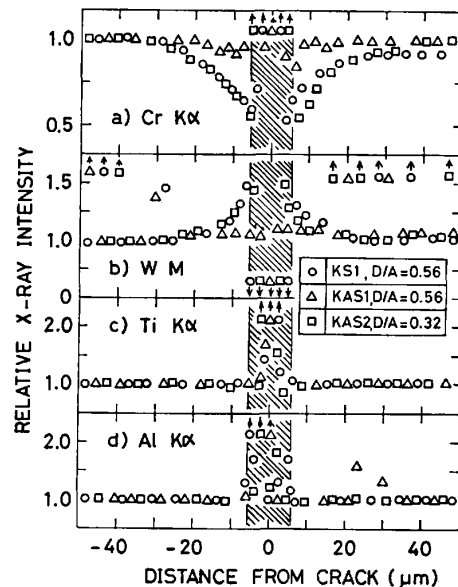


Fig. 9. Relative X-ray intensity profiles of Cr, W, Ti and Al on the cross sections of surface fatigue cracks of KSN-SA and -AGE shown in Photos. 3, b) and 4, b) as KSl, KAS1 and KAS2.

KSI, KAS1 と KAS2 における EDS の線分析結果を示した。D/A=0.56 で比較すると、溶体化材ではき裂周辺で Cr 濃度の低下と W 濃度の上昇、これにともなう α_2 相の欠乏領域の発生が認められたが、時効材ではこのような変化はなかつた。このようにき裂とその近傍での α_2 相の安定性は Cr 酸化量の減少により増加する。 α_2 相析出によりき裂の開口量が減少し、酸化ポテンシャルの差から Al と Ti が優先酸化し、Cr の酸化量が減少したのであるから、 α_2 相析出の効果は自己保全的であるといえる。

疲労き裂の伝播過程と腐食の関係を考えると、新しい粒界き裂面が開いた時、溶体化材では Cr が酸化し α_2 相の析出は阻止されるが、時効材では Al と Ti が酸化するため α_2 相の析出形態は影響を受けない。またき裂がさらに進展し Cr が酸化する条件となつても、あらかじめ Al や Ti の酸化物の存在するき裂面で酸化が起こるため、その速度は減じる。さらに Al や Ti は内部酸化を起こしやすいため、き裂先端からさらに内側の粒界でも酸化する。この過程での酸化物形成による体積膨張はき裂の鈍化を促進し、応力緩和量を増大させるという 2 次的効果を持つている。このように時効材ではき裂が鈍化し、破壊が α_2 相や Al と Ti の酸化物が安定に存在する粒界で起こるため、その速度は溶体化材より著しく小さく、結果として長寿命となると考えることができる。Fig. 6, b) において、Cr 濃度がき裂内部に向かつてゆるやかに低下しているのは、上記の挙動の証左であろう。

5. 結 論

Ni-Cr-W 合金の高温低サイクル疲労挙動におよぼす組織の影響を明らかにする目的で、KSN (Ni-15 wt%Cr-25 wt%W) について長時間時効材と溶体化材の三角波と台形波の試験を 1273K の高温ガス炉近似 He 中(第 2 He 中)において行い、以下の結論を得た。

(1) 時効材では、1273K, 1000 h の時効により、結晶粒界と粒内に約 1 μm の α_2 相 (bcc-W) が微細に析出した。

(2) くり返し変形挙動は時効材も溶体化材も大差はなく、どの試験条件もくり返し硬化を全く示さず、短い定常変形の後、しだいに荷重が低下して破断した。

(3) 破断くり返し数はいずれの材料でも単純三角波の場合最も大きく、台形波ではひずみ保持の時間が長くなるにしたがつて減少した。この傾向は全ひずみ幅が小さいほど顕著であつた。また時効材と溶体化材では、時効材の疲労寿命の方が大きく、 α_2 相の析出による強化が認められた。

(4) 疲労破壊は、溶体化材では典型的な粒界型であつたが、時効材では粒界上で微視的な塑性変形の痕跡が観察され、さらに三角波の場合には局部的に粒内伝播も認められた。

(5) α_2 相の析出による強化機構は、結晶粒界での疲労き裂の発生を遅らせ、さらに伝播の経路を粒界から一部粒内に変化させることで疲労寿命を改善するものである。しかし、台形波の場合はさらに腐食との相互作用の効果が重要であつた。時効材ではき裂先端で Ti と Al が優先的に酸化し α_2 相を安定化するのに対し、溶体化材では Cr が酸化し α_2 相の安定析出が妨げられた。

本研究で使用した KSN は、通産省工業技術院大型プロジェクト「高温還元ガス利用による直接製鉄技術の研究開発」において開発されたものであり、(株)神戸製鋼所より提供された。関係各位に謝意を表します。また、本研究の遂行にあたり御指導をいただいた当所吉田平太郎博士に深く感謝いたします。

文 献

- 1) 田中良平, 松尾 孝: 鉄と鋼, 68 (1982), p. 226
- 2) 太田定雄, 青田健一, 元田高司: 鉄と鋼, 65 (1979), p. 1031
- 3) 渡辺力蔵, 千葉芳孝: 鉄と鋼, 63 (1977), p. 118
- 4) 辻 宏和, 近藤達男: 鉄と鋼, 68 (1982), S 655
- 5) 菊池 実, 梶原正憲, 角屋好邦, 武田修一, 田中良平: 鉄と鋼, 70 (1984), p. 2246
- 6) R. TANAKA, M. KIKUCHI, T. MATSUO, S. TAKEDA, H. NISHIKAWA, T. ICHIHARA and M. KAJIHARA: Proc. 4th Intern. Conf. on Super-alloys (1980), p. 481
- 7) 渡辺力蔵: 鉄と鋼, 68 (1982), S 570
- 8) 古屋一夫, 佐藤幸一, 貝沼紀夫, 吉田平太郎: 鉄と鋼, 71 (1985), p. 92
- 9) K. FURUYA, T. HIRANO, T. KAINUMA and H. YOSHIDA: Proc. 3rd JIM Intern. Symp. on High Temp. Corrosion of Metals and Alloys (1983), p. 547
- 10) 阿部富士雄, 坂井義和, 田辺龍彦, 荒木 弘, 鈴木 正, 吉田平太郎, 渡辺亮治: 鉄と鋼, 68 (1982), p. 2531