

論 文

Ni-Cr-W 合金の低サイクル疲労挙動におよぼす
高温ガス炉近似ヘリウムの影響古屋 一夫*・佐藤 幸一*²・貝沼 紀夫*³・吉田平太郎*⁴The Role of Simulated HTGR Helium on the Low Cycle Fatigue
Behavior of Ni-Cr-W Alloys

Kazuo FURUYA, Kouichi SATO, Toshio KAINUMA and Heitarou YOSHIDA

Synopsis :

Low cycle fatigue behavior of two Ni-Cr-W alloys (Ni-15Cr-25W (KSN) and Ni-23Cr-18W (113MA)) was investigated at 1273 K in the simulated High Temperature Gas-cooled Reactor (HTGR) helium, He-2. Both alloys showed little cyclic hardening in fatigue tests and failed in a completely intergranular manner. Although the fatigue life (N_f) of 113MA was a little longer than that of KSN, observed intergranular fractures indicated that the fatigue properties of both alloys were severely influenced by impurities in He-2.

As well as in He-2, fatigue tests of KSN and 113MA were carried out in pure He, air and vacuum. The results clearly showed that, regardless of the concentration of reactive gases, both alloys failed intergranularly with short N_f s in gaseous environments, as compared with the transgranular fracture with long N_f in vacuum. A minor effect of impurity contents was shown as an increase in N_f with substituting the environment from air then He-2 to pure He. It is considered from these behaviors that the fatigue fractures were affected by residual oxygen gas in the environments penetrating into specimens along the grain boundaries.

1. 結 言

高温ガス炉から 1200 K 程度の He を取り出し、発電のほかに製鉄などの幅広い利用を実現するためには、中間熱交換器用耐熱合金の開発が重要な課題の一つである。この合金は微量の不純物 (H_2 , H_2O , CO , CO_2 , CH_4) を含む腐食性 He 雰囲気中で 1273 K, 5 万 h 以上使用されるため、高温における機械的性質とそれにおよぼす環境効果の面から開発を進める必要がある¹⁾。我が国では高温ガス炉定常運転時を想定し、クリープ破断特性に着目した合金開発が国家的プロジェクトとして推進され、上記条件下で 9.8 MN/m² 以上の強度を有する 2 種類の Ni-Cr-W 合金がすでに開発されている²⁾³⁾。しかしながら高温ガス炉の起動停止にともなつて生じる疲労損傷に対するこれら合金の挙動については、十分な検討が行われていない。

一般に金属材料の疲労特性は試験環境に大きく影響され、真空中や不活性ガス中では大気中よりも良好な特性を示すことが知られている⁴⁾⁵⁾。この原因の一つは疲労き裂の発生と伝播におよぼす腐食の効果である。高温大

気中などの腐食環境では、試験片表面にしばしば脆い酸化層が生成し、疲労き裂の発生を促進する。一方、き裂の伝播に対しては、き裂内面に生成した腐食物がき裂の安定化をもたらす、き裂先端のそれは伝播を促進する。このため腐食環境下での疲労寿命は一般に短い。しかし高温ガス炉 He は低酸化ポテンシャルという特異な環境であるため、合金の腐食挙動は大気中とは全く異なり⁶⁾⁷⁾、He 雰囲気中での疲労挙動を推測する手段はほとんどないといえる。

そこで本研究では、中間熱交換器用合金として開発された 2 種類の Ni-Cr-W 合金 (KSN²⁾, 113MA³⁾) について、高温ガス炉定常運転時の炉出口組成を近似した第 2 He ガス中で低サイクル疲労試験を行い、両合金の疲労特性を明らかにすることを目的とした。さらに、得られた結果を疲労挙動におよぼす試験環境の効果の面から考察する目的で、純 He 中、真空中、大気中でも実験を行い、4 種類の環境での挙動の差を比較検討した。

2. 試料および実験方法

試料の化学組成を Table 1 に示す。両合金とも Cr

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.)

*² 金属材料技術研究所 (National Research Institute for Metals)

*³ 金属材料技術研究所筑波支所 工博 (Tsukuba Laboratories, National Research Institute for Metals)

*⁴ 金属材料技術研究所 工博 (National Research Institute for Metals)

Table 1. Chemical compositions of alloys (wt%).

Alloy	C	Cr	W	Zr	Ti	Al	Nb	Ni
113MA	0.056	23.53	17.65	0.031	0.510	—	—	Bal.
KSN	0.027	14.85	23.61	0.050	0.360	0.130	0.300	Bal.

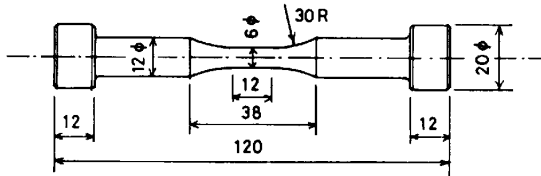


Fig. 1. Profile of low cycle fatigue specimen (mm).

とWを15~25% 固溶させたNi基合金であり、1573Kで1hの固溶化処理を行い γ 単相としてある。結晶粒径は約200 μm である。

低サイクル疲労試験に使用した試験片形状をFig. 1に示す。試験機はターボ分子ポンプで 10^{-7}Pa まで真空排気できる雰囲気槽をとりつけた、油圧サーボ型引張圧縮試験装置である。荷重測定は雰囲気槽外のロードセルで行い、変位は平行部に標点間距離10mmの軸方向伸び計を押しあてて行つた。試験はこの伸び計を用いたひずみ制御で行い、波形は平均値がゼロの三角波で、ひずみ速度は $1 \times 10^{-3}\text{s}^{-1}$ である。試験した全ひずみ範囲は0.003から0.02までの6水準である。また試験片の加熱は高周波誘導加熱を用い、平行部長さ方向の温度差を $\pm 10\text{K}$ 以内となるように加熱コイルをセットして行つた。試験温度は1273Kである。

試験環境のうち、第2 Heと純He雰囲気は槽内を排気した後、Heを注入し、圧力を39.2kPa、流量を $5 \times 10^{-9}\text{m}^3\text{s}^{-1}$ とした。この時第2 Heガスの供給は循環式のHeループによつて行つたが、純HeガスではボンベHeを液体窒素トラップを通過させ、十分純化した後供給した。Table 2にはガスクロマトグラフと水分計で測定した試験中の不純物濃度を示した。検出限界を考慮すると、第2 He中の不純物濃度の変動は小さい

Table 2. Chemical compositions of HTGR helium gas and pure helium gas (ppm by volume).

	H ₂ O	H ₂	CH ₄	CO	CO ₂	N ₂	O ₂
He-2	3 \pm 1	300 \pm 10	4 \pm 1	100 \pm 10	1 \pm 1	<1	ND
PURE He	ND	ND	ND	ND	ND	<1	ND

ND: Not detected by gas chromatography.

が、逆に純He中の場合、不純物が全く含まれていないと結論することはできない。

真空中の試験では、 10^{-7}Pa まで排気した後試験片の加熱を行つたが、後述するように、1273Kでは試験片からのCrの蒸発量が多く、真空度は 10^{-6}Pa であつた。また、大気中の試験において湿度調節は行っていない。

なお、本実験では所定の雰囲気となつた後で加熱を行い、その後試験装置が定常状態となるまで1273Kで約3h無負荷で保持してから試験を開始した。

破断後の試験片観察は走査型電子顕微鏡(SEM)を用いて行い、合金元素の濃度分布はエネルギー分散型X線マイクロアナライザ(EDS)で行つた。

3. 実験結果

3.1 第2 He中における低サイクル疲労挙動

Fig. 2にはひずみ変形のくり返しにともなう、応力・ひずみループの変化の一例をKSNについて示し、Fig. 3にはくり返し数(N)と応力幅($\Delta\sigma$)の関係をまとめて示した。第1回目の変形時に引張側で顕著な降伏現象が観察されたが、これは試験開始以前の1273Kでの加熱において炭化物の析出が起こり⁹⁾、時効硬化したためであろう。次に特徴的なことは、試料が溶体化材であるにもかかわらず、第2サイクル以後全くくり返し硬化せず、すぐに定常的な応力・ひずみループを形成することである。この傾向は両合金とも同様であるので、本実験ではこの時の応力ひずみ関係を試験の代表値とした。さらにNを増加すると、 $\Delta\sigma$ はしだいに低下し、同

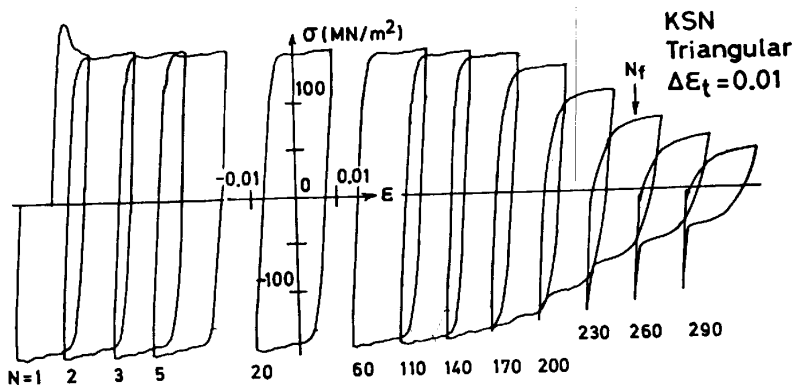


Fig. 2. Typical example of stress-strain loops obtained from a low cycle fatigue test of KSN at 1273K in He-2.

時にループは対称性を失い、疲労き裂の発生を示すようになる。そこで引張応力が定常時のその 50% になつたりくり返し数を破断寿命 (N_f) と定義し、以下の解析で使用した。しかし、試験は N_f 以後も可能なかぎり続行

し、疲労き裂を試験片全面に進展させた後中止し、破面観察に供した。

定常時の $\Delta\sigma$ とその時の塑性ひずみ幅 ($\Delta\epsilon_p$) の関係を Fig. 4 に示す。KSN は 113MA よりも全体的に大きな $\Delta\sigma$ を示すが、曲線の形状は両合金とも同様であつた。すなわち、 $\Delta\sigma$ は $\Delta\epsilon_p$ が約 0.004 の時に極小値をとり、 $\Delta\epsilon_p > 0.01$ の範囲ではほぼ一定値となつた。 $\Delta\epsilon_p = 0.002$ 近傍で大きな $\Delta\sigma$ を示した理由は、Fig. 2 で示した降伏現象に起因するものであろう。

破断くり返し数 (N_f) と各ひずみ幅の関係を Fig. 5 に示す。ここで弾性ひずみ幅 ($\Delta\epsilon_e$) は $\Delta\epsilon_t$ と $\Delta\epsilon_p$ の差で与えられている。 $\Delta\epsilon_e-N_f$ と $\Delta\epsilon_p-N_f$ の関係は両対数で示すと直線で近似できるため、Table 3 にはこの直線の定数を示した。オーステナイトステンレス鋼に関して得られている同様のデータでは、 β 値は大気中では 0.6⁹⁾、真空中では 0.5⁴⁾⁵⁾ に近い値を示すが、本実験の β 値は環境が低酸化ポテンシャルであるにもかかわらず、大気中の結果に近いが、それより大きな値を示した。

SEM による代表的な破面の全体写真を Photo. 1 に示す。両合金とも全体的に粒界破壊が支配的であり、疲労き裂の発生点を識別することはできなかつた。一般的には、低サイクル疲労における粒界破壊はひずみ速度が遅く、クリープの影響がある場合に支配的となると報告されているが⁹⁾¹⁰⁾、本実験のひずみ速度はこれらの場合と比較すると十分速く、むしろ試験環境の効果と考えた方が合理的であろう。

Table 3. Values of constants for low cycle fatigue equations of 113MA and KSN at 1273 K in He-2.

Alloy	$\Delta\epsilon_e \cdot N_f^\alpha = C_1$		$\Delta\epsilon_p \cdot N_f^\beta = C_2$	
	α	C_1	β	C_2
113MA	0.0453	2.17×10^{-3}	0.607	0.292
KSN	0.0049	1.86×10^{-3}	0.871	0.953

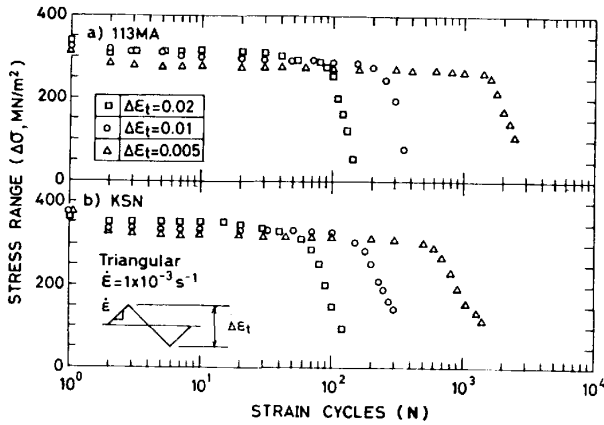


Fig. 3. Changes in stress range ($\Delta\sigma$) of KSN and 113MA with increasing strain cycles (N) at 1273K in He-2.

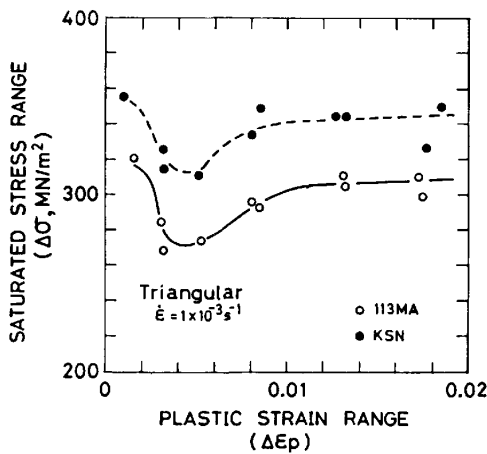


Fig. 4. Relation between stress range ($\Delta\sigma$) and plastic strain range ($\Delta\epsilon_p$) for KSN and 113MA at 1273K in He-2.

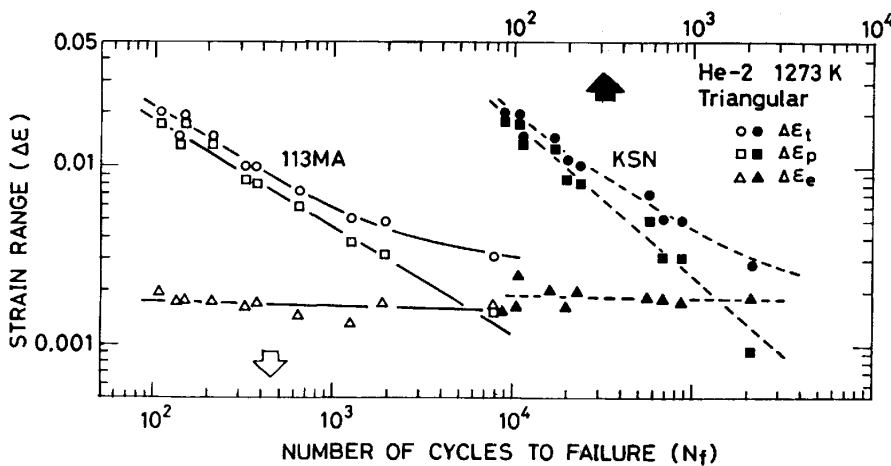
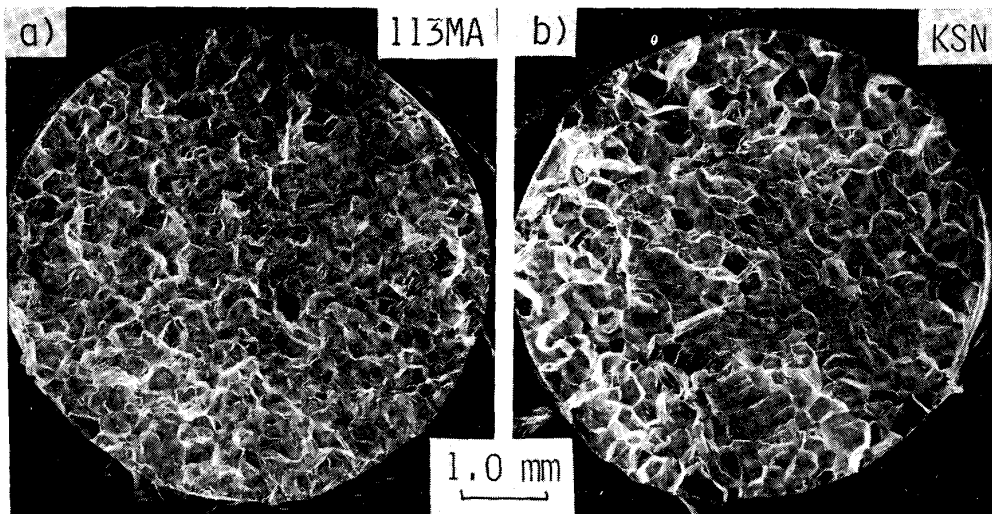


Fig. 5. Relations between strain ranges ($\Delta\epsilon_t$, $\Delta\epsilon_p$ and $\Delta\epsilon_e$) and number of cycles to failure (N_f) for KSN and 113MA at 1273K in He-2.



a) 113MA and b) KSN.

Photo. 1. Fracture surfaces after fatigue tests at $\Delta\epsilon_t=0.01$ with triangular waves at 1273 K in He-2.

Table 4. Low cycle fatigue data for KSN and 113MA at the total strain range ($\Delta\epsilon_t$) of 0.01 at 1273 K in various environments.

Alloy	Environment	Plastic strain range $\Delta\epsilon_p$ (%)	Elastic strain range $\Delta\epsilon_e$ (%)	Stress range $\Delta\sigma$ (MN/m ²)	Number of cycles				Total time for test*** t (h)
					$N\sigma^*$	N_e^{**}	N_f^*	N_t^{***}	
113MA	He-2	0.84	0.16	293	223	230	324	393	5.18
	He-2	0.80	0.17	296	254	248	358	405	5.25
	VACUUM	0.82	0.17	284	1550	1050	11550	16400	94.11
	AIR	0.82	0.18	293	210	183	230	230	4.28
KSN	PURE He	0.83	0.16	270	463	443	715	980	8.44
	He-2	0.85	0.16	350	129	138	193	263	4.46
	He-2	0.80	0.20	333	156	156	230	301	4.67
	VACUUM	0.79	0.20	320	2150	1850	7150	12500	72.47
	AIR	0.82	0.16	334	93	98	140	185	4.03
	PURE He	0.82	0.17	320	214	200	341	500	5.78

* $N\sigma$ and N_f were defined as the cycles when the peak tensile stress was reduced to 0.9 and 0.5 of the steady state values, respectively.

** N_e was the cycles when the slope of elastic portion in tensile side of stress-strain hysteresis loop was reduced to 0.9 of the steady state value.

*** N_t and t were total cycles and time of test. t contained the time for heat-up prior to test.

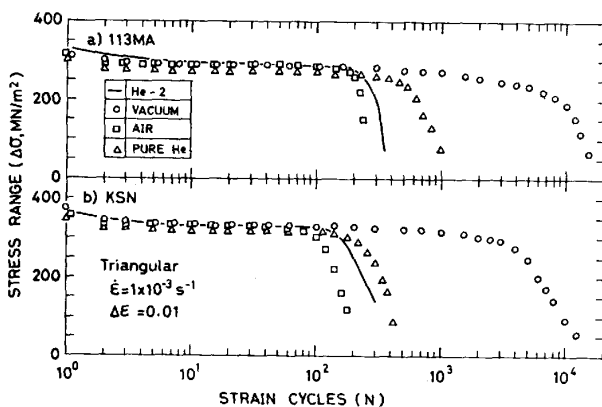


Fig. 6. Changes in stress range ($\Delta\sigma$) of KSN and 113MA with increasing strain cycles (N) at 1273K in various environments.

3.2 各種環境下における低サイクル疲労挙動

本節では、純 He 中、真空中、大気中において $\Delta\epsilon_t=0.01$ で行った試験結果を第 2 He 中の結果と比較して述べる。Fig. 6 には種々の環境下で得られた $\Delta\sigma$ と N

の関係を示した。両合金とも試験初期と定常時における $\Delta\sigma$ の挙動には環境の影響がほとんど現れていない。しかしその後の $\Delta\sigma$ の低下は大気中で最も早期に起こり、ついで第 2 He、純 He、真空中の順であつた。特に真空中では、 $\Delta\sigma$ の急激な減少が起こる以前にゆるやかな応力低下が認められた。

環境を変えた試験の結果をまとめて Table 4 に示した。 $N\sigma$ と N_e は試験中に引張応力と応力・ひずみループの引張側立下り部の傾きがそれぞれ定常時の 90% に低下した時のくり返し数であり、 N_f と t は試験終了時までの全くり返し数と全試験時間である。同一環境下で N_f を比較すると、KSN より 113MA の方が長い、このような合金間の差より環境を変えた場合の差の方がはるかに大きい。すなわち、3 種類のガス環境下での N_f の序列は大気中、第 2 He 中、純 He 中の順に長くなつたが、それぞれの差は大きくなかつた。一方、真空中の N_f は飛びぬけて長く、大気中の約 50 倍に達して

いた。

次に N_c を見ると、ガス環境での両合金の N_c/N_f の値はほとんどの場合 0.6~0.7 の間にあるが、真空中では 113MA で 0.13, KSN で 0.30 と小さい値を示した。後述するが、ガス環境では試験中における組織変化が小さいため、上記の値は疲労破壊の開始に対応していると考えられ、MAIYA ら¹¹⁾が 304 鋼について求めた値とよく一致している。しかし、真空中のそれは長時間の試験による組織変化と Cr の蒸発のため、早期に強度低下が起こり小さな値になったと考えられる。

さらに注目すべきことは、 N_c と N_o の値がよい一致を示している点である。このことは、本実験条件下では疲労き裂の発生くり返し数が、コンプライアンスの変化と引張荷重の低下の両方から推定できることを示している。

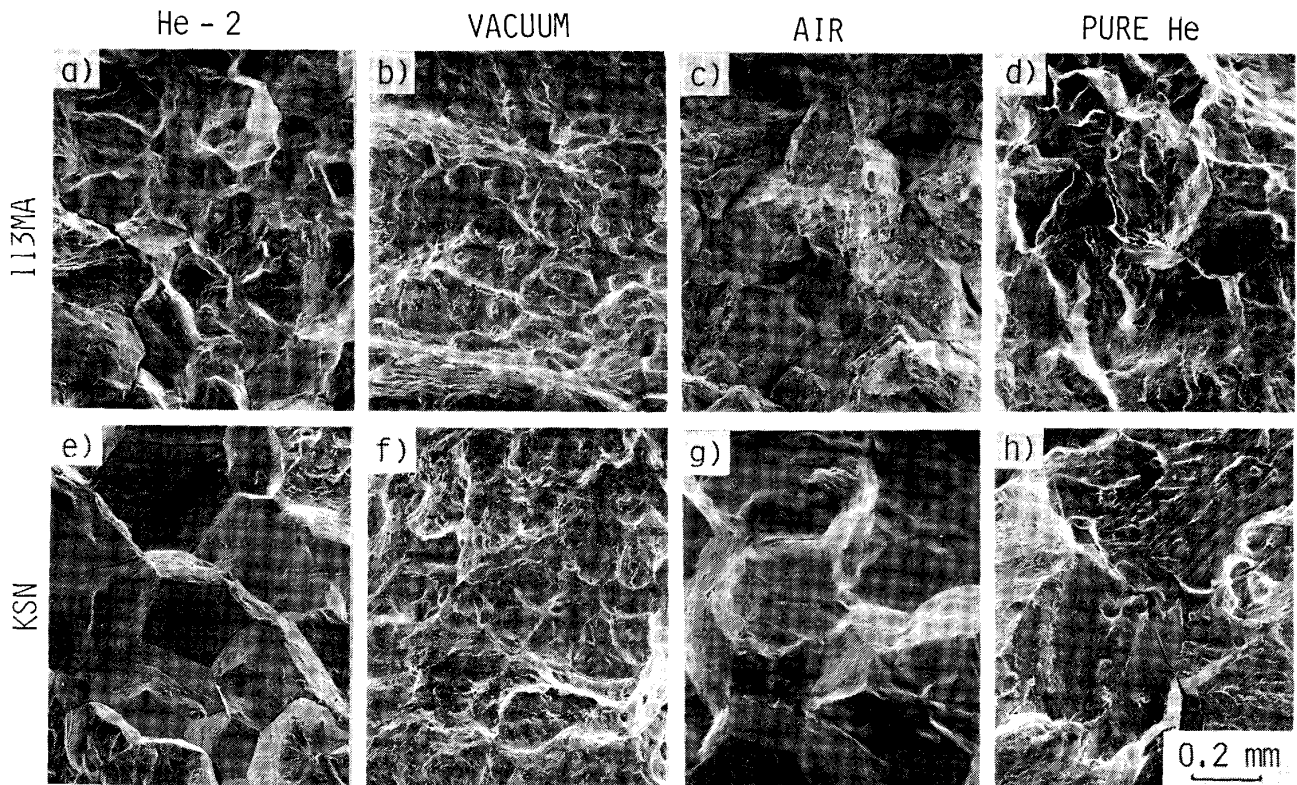
SEM による破面観察の結果を Photo. 2 に示す。破面上の微細組織は異なっているが、第 2 He 中で観察された粒界破壊は大気中および純 He 中でも認められた。純 He 中のような比較的長寿命の条件下では、結晶粒界上に変形の痕跡が見られるが、全般的には粒界はく離が顕著であつた。これに対して真空中の破面は、両合金とも全面にわたってディンプルをともなつた粒内延性破壊であり、疲労破壊におよぼす試験環境効果の機構が、真空中

とガス環境中で大きく異なっていることを示していた。

3.3 疲労試験による組織変化と腐食

Photo. 3 に真空中で破断した KSN と 113MA の縦断面の SEM 写真を示す。他の 3 種のガス環境下では試験時間が短いため、組織変化は顕著ではなかつた。試験片内部に分布している白色の粒子は α_2 相 (bcc-W) である。分布形態は 113MA よりも KSN の方が微細であるが、両合金とも表面近傍に α_2 相の欠乏層が生じている。Fig. 7 には Photo. 3, a) 113MA の深さ方向の Ni, Cr, W, Ti の濃度分布を示した。試料表面近傍において Cr 濃度の著しい低下が認められた。この現象は相対的に母相内の W の固溶限を増大させるため、 α_2 相の再固溶が起こり、結果として表面近傍に α_2 相の欠乏層が生成したと考えられる¹²⁾。

このように、表面近傍の組織変化は Cr の挙動に支配されていると考えられるので、Fig. 8 には種々の環境で破断した試料の Cr 濃度の分布を示した。KSN, 113MA とともに真空中と純 He 中では表面に腐食生成物は認められず金属光沢であつたが、第 2 He 中と大気中では腐食により Cr の酸化皮膜が合金表面に生成した。表面近傍の Cr 濃度の低下は、第 2 He 中と大気中では明らかに腐食によるものであるが、最も激しい低下を示し



a) 113MA, He-2, b) 113MA, vacuum, c) 113MA, air, d) 113MA, pure He, e) KSN, He-2, f) KSN, vacuum, g) KSN, air and h) KSN, pure He.

Photo. 2. Fractographical results for KSN and 113MA after fatigue tests at $\Delta\epsilon_f = 0.01$ with triangular waves at 1273K in various environments.

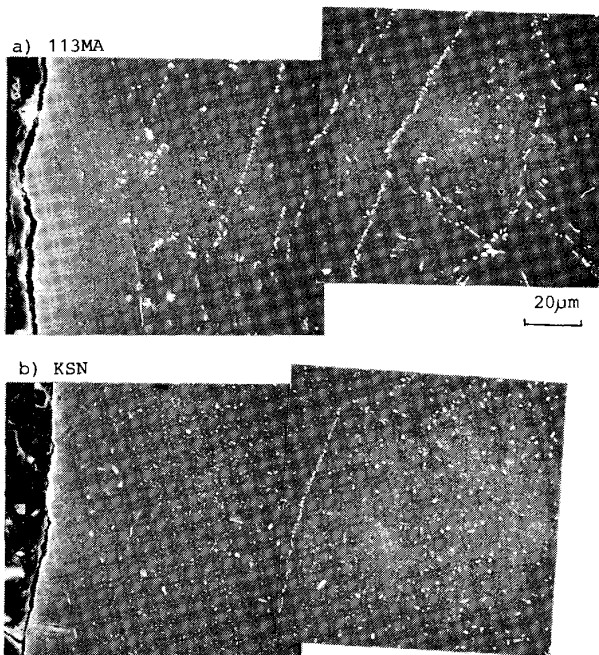


Photo. 3. Microstructures on the cross sections of 113MA and KSN after fatigue tests at 1273 K in vacuum.

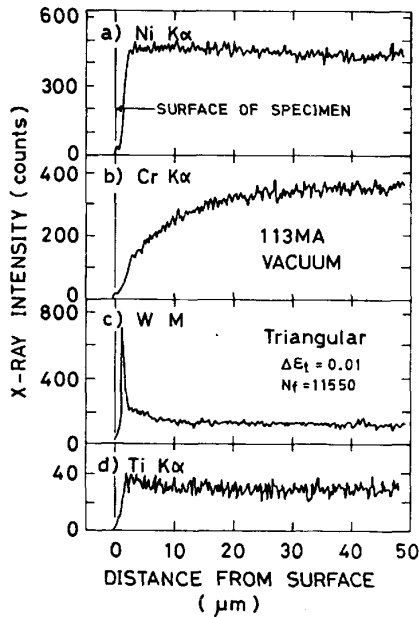


Fig. 7. Characteristic X-ray intensity profiles of Ni, Cr, Ti and W on the cross section of 113MA after fatigue test at 1273K in vacuum of 1×10^{-6} Pa.

た真空中の場合は、1273 K における試験中に Cr が蒸発したためである。また純 He 中ではこのような変化は全く認められなかった。

Cr の挙動に起因した組織変化や腐食は、くり返し変形や疲労き裂の発生挙動に影響を与えると思われるので、破断後の試験片全体を SEM で観察し、結果を

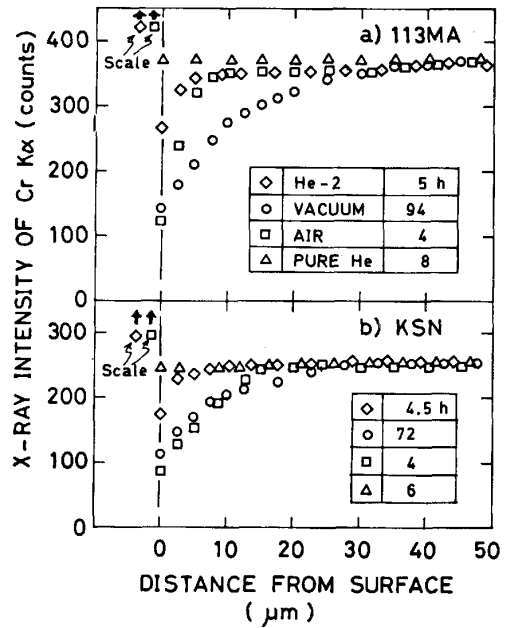
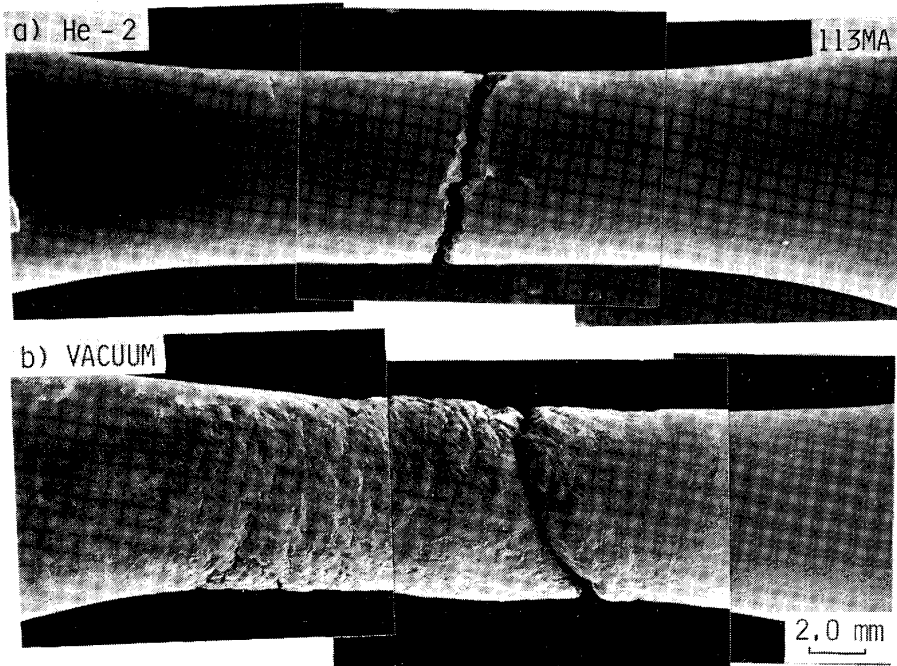


Fig. 8. Effects of environments on a characteristic X-ray intensity profile of Cr on the cross sections of 113MA and KSN after fatigue tests at 1273 K.

Photo. 4 に示した。ガス環境中試験の代表として第 2 He 中の 113 MA の例を示したが、試験片表面は非常に平滑であり、巨視的な変形の痕跡は認められない。そして主き裂以外には大きなき裂は発見できなかった。一方、真空中で試験した合金の表面は変形にともなう凹凸があり、その程度は試験片平行部の形状を変えるほど大きい。また小さな表面き裂が変形帯の凹部に沿って数多く発生しているのが観察された。

4. 考 察

Ni-Cr-W 合金 KSN と 113 MA の低サイクル疲労特性、特に破断寿命 (N_f) と破壊形態は試験環境に依存して著しく変化した。同一環境で比較すると、KSN と 113 MA の N_f に差が認められたが、これは合金の強度の違いに起因するものであろう。同一合金系で試験条件が等しい場合、 $\Delta\sigma$ が小さい方が疲労き裂の発生と伝播に対して有利であると考えることができる。これに対し、本実験で示された大きな試験環境効果は、それぞれの合金について力学的条件の等しい場合に現れたもので、金属組織学的な解析が必要である。Fig. 9 には種々の環境で得られた結果を模式的に示した。結果は二つに大別することができる。一つは第 2 He などのガス環境下のデータであり比較的短寿命と顕著な粒界破壊で特徴づけられ、他の一つは真空中データであり長寿命と粒内破壊で特徴づけられる。以下に、この二つの場合の



a) in He-2 and b) in vacuum.
Photo. 4. SEM photographs for the profile of 113MA specimens after fatigue tests at 1273 K.

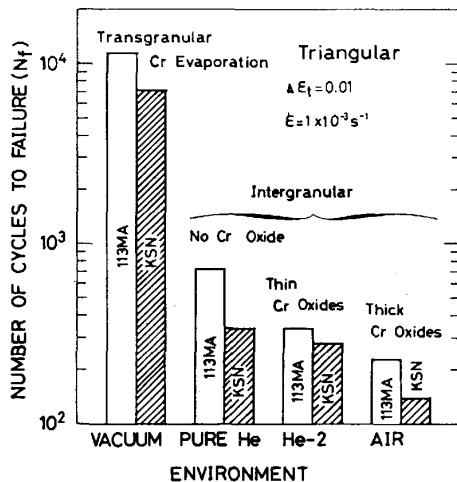


Fig. 9. Schematic figure for the present results obtained from low cycle fatigue specimens tested in various environments.

疲労破壊について考察を試みる。

3種のガス環境下での N_f を比較すると、大気中、第2 He 中、純 He 中の順に長寿命となり、この傾向は明らかに環境に含まれる活性ガス濃度の順番と逆になっている。しかし、大気中と第2 He 中で試験した試験片表面には強固な Cr 酸化物が生成し、環境が腐食を通して影響を与えたことを示していたが、純 He 中の場合は顕著な腐食は認められず、試験環境の効果は複雑であった。

KSN と 113 MA の腐食挙動に関しては、第2 He 中 1273 K で 1000 h 腐食した場合の結果がすでに報告されている¹³⁾。それによれば、両合金とも試料表面には

Cr 酸化物皮膜が生成したが、さらに結晶粒界に沿って約 $130 \mu\text{m}$ の深さまで Ti の内部酸化物が認められた。そして腐食の機構は、酸素分圧の比較的高い試料表面でまず Cr が酸化するが、微量の酸素はさらに結晶粒界に沿って優先的に侵入し、そこで Cr より親和力の強い Ti と反応した、と考えられた。本実験の場合、試験時間が短いため粒界内部酸化物は認められなかったが、上記の結果は KSN と 113 MA の疲労挙動におよぼす腐食の効果を考える時、表面酸化皮膜ばかりでなく、内部の結晶粒界に侵入した酸素の効果を考える必要があることを示している。

一般に金属材料の高温破壊は、転位や粒界のすべり変形にもなつて発生した原子空孔や空洞の挙動の影響を受ける。WELLS¹⁴⁾によれば、これらの空孔や空洞は高温で拡散し、結晶粒界などで容易に不純物と結合し、安定化し、微小き裂の核になると考えられている。この不純物として上記の侵入酸素原子を考えると、本実験の結果は合理的に説明される。大気中や第2 He 中ではもちろんであるが、純 He 中でも最大 10^{-2} Pa 程度の分圧の不純物が含まれていると考えられ、その中に含まれる微量の酸素が、環境側から合金の粒界に侵入し、粒界き裂の発生と伝播を促進したと思われる。純 He 中で試験片表面に Cr 酸化皮膜が生成しなかつた理由は、単に酸化ポテンシャルが Cr 酸化物生成のそれより低かつただけであり、微量酸素の挙動は他の環境と同様であろう。

次に、真空中の疲労挙動を見ると、大きな影響因子として試験環境中の活性残留ガス分圧の低さと Cr の蒸発

を考えることができる。本実験の真空度は 10^{-6} Pa と、他の試験環境よりはるかに低い酸素ガス分圧であり、試験片に吸収される酸素量は非常に少ないと考えられ、真空中で長寿命となることは容易に予測できる。しかしながら、破壊形態の決定的な違いまで含めて説明することはむずかしい。そこで、さらに Cr の蒸発を考慮して以下のように考察することができよう。環境から合金表面に侵入しようとする酸素原子は、活発な Cr の蒸発により阻止され、Cr 蒸気と反応して放出される。このため表面は常に清浄であり、結晶粒界に沿った酸素の侵入と、それにもなう粒界空孔の安定化は起こらない。一方、Cr の蒸発は表面近傍の濃度低下をもたらすため、局所的な変形応力も低下する。以上二つの効果が重畳されるため、真空中においては粒界破壊は起こらず、Photo. 4, b) に見るような顕著なすべり変形と、ディンプルをともなつた粒内延性破壊を起こすと考えられる。

5. 結 言

我が国で開発された2種類の Ni-Cr-W 合金 (KSN と 113 MA) について、高温ガス炉近似ヘリウム (第2 He) 中、1273 K における低サイクル疲労挙動を調べ、その結果を純ヘリウム中、大気中、真空中の結果と比較し、以下の結論を得た。

(1) 第2 He 中において、合金は全くくり返し硬化せず、短い定常的くり返し変形の後破断した。KSN と 113 MA の疲労寿命を比較すると、113 MA の方が長い。その絶対値は両合金とも全ひずみ幅が 0.01 の時 200~350 回と短かつた。

(2) 疲労破壊は両合金ともすべて粒界で起こっており、粒界の脆化傾向が寿命に影響を与えていると考えられた。しかし、この傾向は材料の特性のみに依存するものではなく、試験環境と密接に関係した挙動であつた。

(3) すなわち、KSN と 113 MA を純 He 中、大気中、真空中において第2 He 中と同様の実験を行うと、3種のガス環境下ではいずれも粒界破壊し、疲労寿命は短かつた。しかし、真空中では粒内延性破壊を起こ

し、長寿命であつた。

(4) ガス環境下での粒界破壊は、環境中の残留酸素ガスが合金の結晶粒界に沿つて侵入する効果を考慮すると合理的であり、真空中では Cr の蒸発によりそれが阻止されると考えられた。

本研究で使用した合金は、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、KSN は(株)神戸製鋼所、113 MA は日立金属(株)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いただいた元当所科学研究官故内山郁博士に深く感謝いたします。

文 献

- 1) Proc. 2nd US-Japan Seminar on HTGR Safety Technology, 日本原子力研究所 (1978)
- 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) L. F. COFFIN: Metall. Trans., 3 (1972), p. 1777
- 5) K. FURUYA, N. NAGATA and R. WATANABE: J. Nucl. Mater., 89 (1980), p. 372
- 6) T. HIRANO, M. OKADA, H. ARAKI, T. NODA, H. YOSHIDA and R. WATANABE: Metall. Trans., 12A (1981), p. 541
- 7) 新藤雅美, 近藤達男: 鉄と鋼, 62 (1976), p. 1540
- 8) 阿部富士男, 坂井義和, 田辺龍彦, 鈴木 正, 吉田平太郎: 鉄と鋼, 68 (1982), S 1354
- 9) J. T. BERLING and T. SLOT: Fatigue at High Temperatures, STP 459 (1969), p. 3 [ASTM]
- 10) 平川賢爾, 時政勝行, 外山和男: 鉄と鋼, 65 (1979), p. 184
- 11) P. S. MAIYA: Scripta Metall., 9 (1975), p. 1141
- 12) 阿部富士男, 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
- 13) 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
- 14) C. H. WELLS: Fatigue and Microstructure (1979), p. 307 [ASM]