

オーステナイトステンレス鋼の高温低サイクル 疲労機構のマップ表示

論 文
////////////////////
////////////////////

金澤 健二*・山口 弘二*・西島 敏*²

Mapping of Low Cycle Fatigue Mechanisms at Elevated Temperatures for an Austenitic Stainless Steel

Kenji KANAZAWA, Koji YAMAGUCHI and Satoshi NISHIJIMA

Synopsis :

Mapping of low cycle fatigue mechanisms at elevated temperatures was attempted for a better understanding of low cycle fatigue behavior of an austenitic stainless steel at elevated temperatures. Results of strain-controlled, uniaxial low cycle fatigue tests on solution treated stainless steel of type 310 were used in the present analysis. The experiments were performed under the conditions of 15 different temperatures from room temperature to 800°C, and 4 strain rates from $6.7 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ to $6.7 \times 10^{-6} \text{ s}^{-1}$. Modes of dislocation structure and fracture were classified according to stress amplitude and fatigue life respectively and plotted on temperature-strain rate diagram. By superposing the two maps, it becomes easy to find the principal factors which govern the fatigue life under any conditions of temperature and strain rate. The proposed idea of mapping is believed to have wide applicability, e.g. for selecting materials and predicting fatigue behavior under service conditions.

Key words : low cycle fatigue ; elevated temperature ; strain rate dependency ; fracture mode ; dislocation structure.

1. 緒 言

種々の実用金属材料の高温低サイクル疲労に関する研究はすでに数多くなされ、ひずみ範囲や試験温度だけでなく、周波数¹⁾、ひずみ速度²⁾あるいはひずみ保持時間³⁾といった時間の因子も疲労寿命を支配することが明らかにされてきた。疲労寿命の温度、時間依存性を説明するものとしては、クリープ損傷⁴⁾、酸化雰囲気⁵⁾、繰返し変形挙動⁶⁾や組織変化⁷⁾などの疲労に及ぼす効果が指摘されている。これらの効果はいずれも高温低サイクル疲労現象の一面を説明することはできるが、これまでになされた実験の多くは、対象とする材料の必要とする使用条件を中心とした狭い温度範囲においてなされたものであり、必ずしも個々の材料の低サイクル疲労寿命のひずみ範囲、温度、時間依存現象全般をカバーするものでない。したがってそれぞれの効果で説明できる範囲などは明確にされていない。

変形や破壊に関して ASHBY が破壊機構領域図による

まとめ方を提案して以来⁸⁾、同様な試みが疲労き裂の伝ば機構⁹⁾やクリープ破壊機構¹⁰⁾に対してもなされてきた。このような変形や破壊機構の特徴をマップ表示することは、おのおの破壊機構が支配する条件の範囲を明確にでき、必要とする条件下での材料の挙動を把握する上で有効なものである。

高温低サイクル疲労破壊に関しては、ひずみ保持に伴う寿命の低下と破壊機構の変化をマップ化する試みもなされているが¹¹⁾、最も基本的な連続的なひずみ波形に対する低サイクル疲労破壊に関してはマップ化の試みはなされていない。

本研究は高温低サイクル疲労特性に影響を及ぼす種々の因子の支配領域を明確にすべく、繰返し変形特性と寿命特性をマップ化して表示することを試みた。このような試みは、変形や破壊機構のマップと同様に、必要とする温度、ひずみ速度条件下での材料の低サイクル疲労挙動を破壊機構に基づき予測する上で有効なものと思われる。

昭和 61 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 62 年 4 月 21 日受付 (Received Apr.21, 1987)

* 金属材料技術研究所 工博 (National Research Institute for Metals, 2-3-12 Nakameguro Meguro-ku, Tokyo 153)

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

2. 供試材及び実験方法

検討の対象とした材料は市販のオーステナイト系耐熱鋼 SUH 310 で、その化学成分を Table 1 に示す。素材の形状は直径 22 mm の丸棒で、1 100°C から水冷による固溶化熱処理が施されている。

疲労試験片の形状は、平行部直径 6 mm、長さ 15 mm の平滑材で、平行部表面の最終仕上げは 600 番紙やすりで軸方向の研磨によつた。疲労試験は加熱炉を有する引張圧縮のサーボ油圧式試験機により軸方向ひずみを制御して行い、ひずみ波形は平均ひずみ 0 の対称三角波形とした。試験を行つた温度とひずみ速度条件の組合せを Table 2 に示す。

全ひずみ範囲 $\Delta\epsilon_t$ 、一定のひずみ繰返しの条件下では、材料の硬化あるいは軟化により応力範囲 $\Delta\sigma$ はしだいに变化する。その結果、塑性ひずみ範囲 $\Delta\epsilon_p$ 、弾性ひずみ範囲 $\Delta\epsilon_e$ の値も繰返し数とともに变化する。ここでは破断繰返し数 N_f の 1/2 の繰返し数における応力範囲、塑性ひずみ範囲、弾性ひずみ範囲の値をその試験における代表値とした。なお、破断繰返し数は試験片が完全に分離するまでの繰返し数とした。

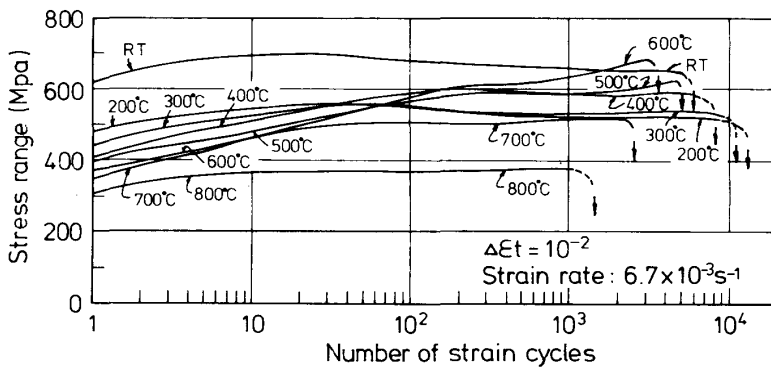
試験後、走査型電子顕微鏡で破面を、また破面近傍から薄膜を作成し、透過型電子顕微鏡で転位組織を観察し

Table 1. Chemical composition of type 310 stainless steel used (wt%).

Material	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr
Type 310	0.12	0.88	1.43	0.024	0.008	19.91	24.69

Table 2. Test conditions.

Strain rate s ⁻¹	Temperature °C															
	RT	150	200	250	300	350	400	450	500	550	600	650	700	750	800	
6.7×10 ⁻³	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	○	
6.7×10 ⁻⁴	○															
6.7×10 ⁻⁵																
6.7×10 ⁻⁶																



3. 結 果

3.1 変形応力の温度、ひずみ速度依存性

繰返しひずみに伴う応力範囲の変化は試験温度によつて異なるが、その様子をひずみ速度 $6.7 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 、全ひずみ範囲 10^{-2} の場合を例として Fig. 1 に示す。室温から 300°C の温度では、繰返しの初期に応力範囲は増加し、すなわち硬化し、その後はほぼ一定または多少減少する傾向がみられる。400°C から 700°C の温度、特に 600°C では繰返し硬化が認められる。

Fig. 2 は繰返しひずみに伴う応力範囲の変化のひずみ速度による相違を示したものである。450°C では応力範囲に負のひずみ速度依存性が、700°C から 800°C では正の依存性が、また 600°C ではひずみ速度の条件により両方の傾向が認められる。700, 800°C では低ひずみ速度条件において繰返し軟化の挙動が現われる。

各試験の代表値による塑性ひずみ範囲と応力範囲の関係を、ひずみ速度 $6.7 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ の場合を例として Fig. 3 に示す。内挿あるいは外挿して求められる塑性ひずみ範囲 4×10^{-3} に対する応力範囲の 1/2 を繰返し 0.2% 耐力とする。Fig. 4 は繰返し 0.2% 耐力の温度依存性をひずみ速度をパラメーターにして、引張試験における 0.2% 耐力と合わせて示したものである。なお、引張試験における 0.2% 耐力は $5 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ のひずみ速度下で得られたものである。ひずみ速度 $6.7 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ においては、繰返し 0.2% 耐力の値は 200°C で極小値をとり、600°C までは試験温度が高くなるのに伴い

Fig. 1. Temperature dependence of the change in the stress range with increasing strain cycles.

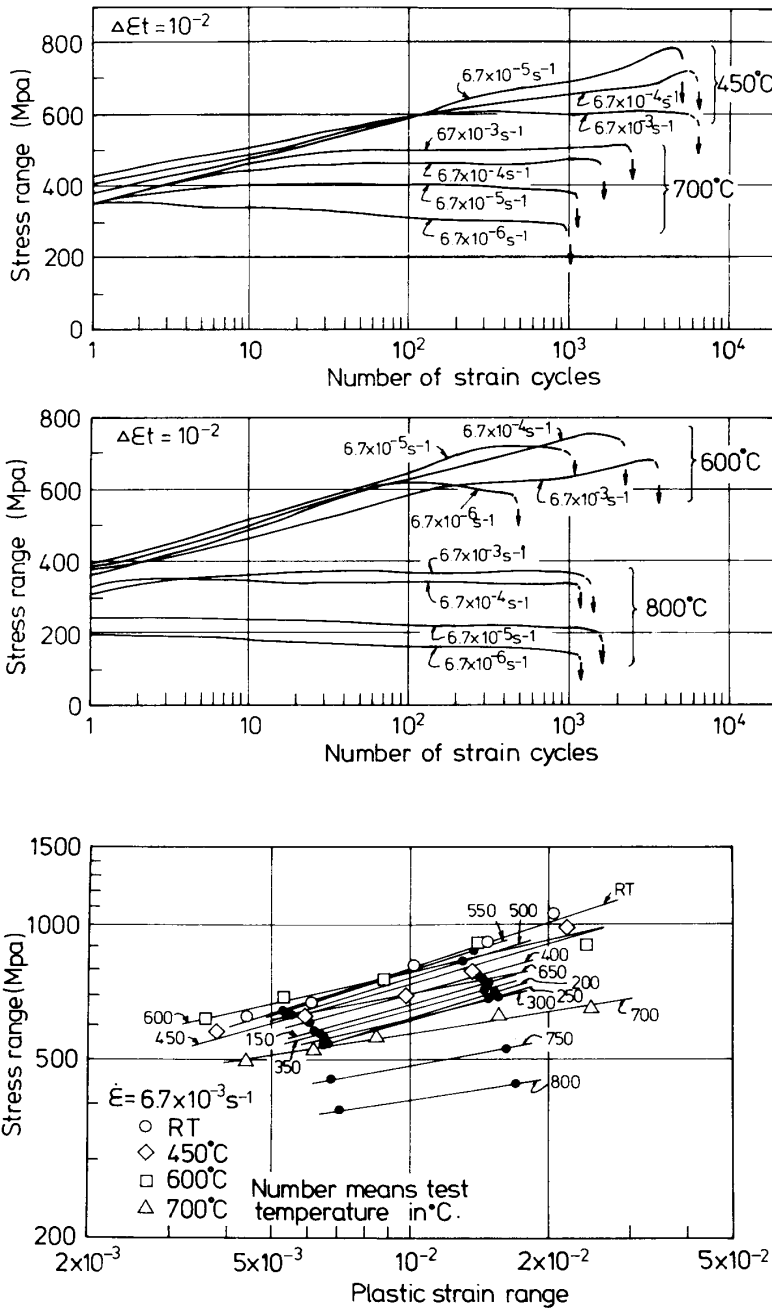


Fig. 2. Strain rate dependence of the change in the stress range with increasing strain cycles.

Fig. 3. Relationship between plastic strain range and stress range under a strain rate of $6.7 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$.

急激に大きくなり、また、それ以上の温度では著しく低下する。繰返し 0.2% 耐力のひずみ速度依存性に関しては、温度が高くなるのに伴い耐力が低下する温度域では正のひずみ速度依存性が、また耐力が増加する温度域では負のひずみ速度依存性が認められる。本供試材では 300°C 以下において繰返し 0.2% 耐力のひずみ速度依存性に関するデータはないが、SUS 321 ステンレス鋼における結果¹²⁾では、ここで述べたのと同様な変形応力のひずみ速度依存性が認められている。

繰返し 0.2% 耐力の温度、ひずみ速度依存性を三次元の表面で視覚的にまとめたのが Fig. 5 である。なお、

室温から 500°C における低ひずみ速度領域の一部は外挿により推定したものである。

3・2 疲労寿命の温度、ひずみ速度依存性

ひずみ速度 $6.7 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ の場合を例に、塑性ひずみ範囲と疲労寿命の関係を Fig. 6 に示す。COFFIN-MANSON 則から内挿あるいは外挿によつて求めた塑性ひずみ範囲 10^{-2} に対する疲労寿命の温度依存性を Fig. 7 に示す。疲労寿命は 200°C で最大の値を示し、200°C 以上では試験温度が高くなるのに従い寿命は単調に減少する。しかし低ひずみ速度条件下では 650°C 以上で寿命は再び増加する傾向がある。疲労寿命のひずみ速度依

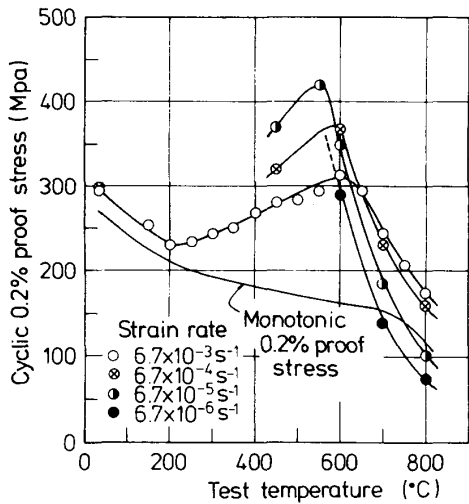


Fig. 4. Temperature dependence of cyclic 0.2% proof stress.

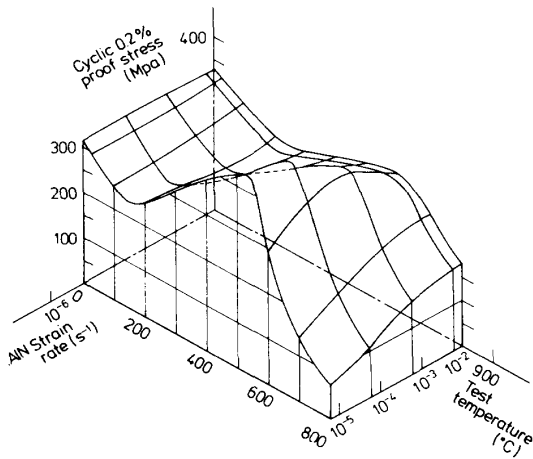


Fig. 5. Cyclic 0.2% proof stress surface as a function of temperature and strain rate.

存性は 400°C から 600°C の温度域で著しく、ひずみ速度の低下に伴い疲労寿命は減少するが、800°C では速度効果はほとんど認められない。

Fig. 5 と同様に疲労寿命の温度、ひずみ速度依存性を三次元の表面で表したのが Fig. 8 である。ここで、室温から 500°C における低ひずみ速度領域の一部は外挿して推定したものである。

3.3 繰返しひずみによる転位組織の変化

繰返しひずみによる転位組織の変化を把握することは、高温における疲労挙動を理解する上で重要な知見を与える¹³⁾。各温度における破断後の疲労試験片破面近傍の転位組織の例を Photo. 1 に示す。セル状の転位組織は 200°C 以下の温度と 600°C 前後で試験した試験片に観察された。転位密度の高い平面的な配列をなす転位

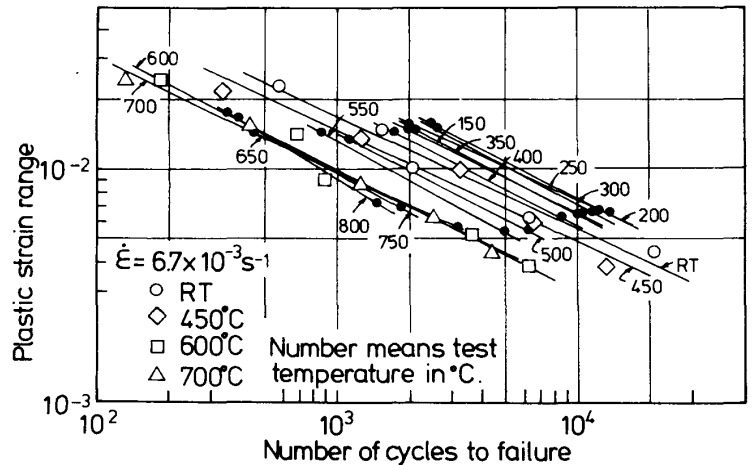


Fig. 6. Relationship between plastic strain range and number of cycles to failure under a strain rate of $6.7 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$.

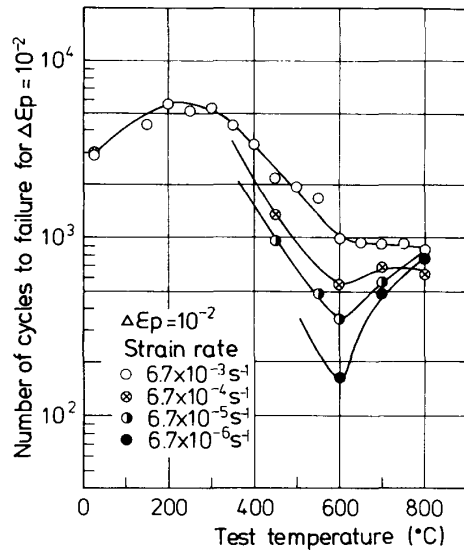


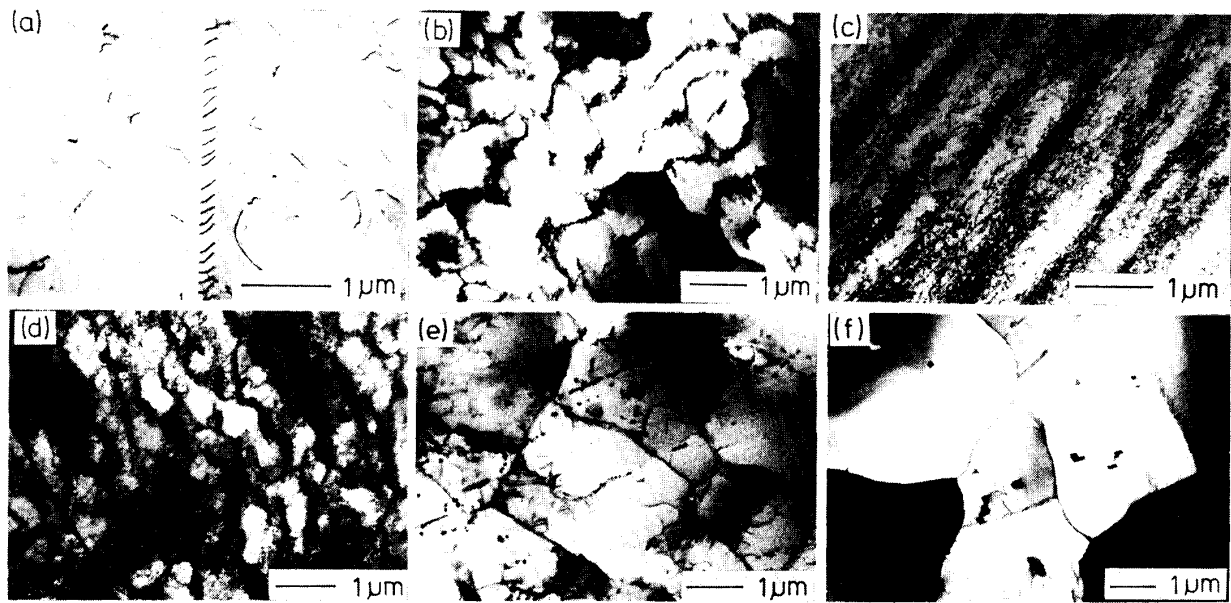
Fig. 7. Temperature dependence of fatigue life for a plastic strain range of 10^{-2} .

組織は 450°C 前後で、またサブグレイン組織は 700°C 以上の温度で試験した試験片において観察された。

3.4 破壊形態

Photo. 2 に走査型電子顕微鏡によつて観察した疲労破面の一例を示す。600°C 以下で試験した試験片には明瞭なストライエーションが見られた。なお、600°C でも低ひずみ速度条件下では粒界破壊が生じていた。粒界破壊の起こり方は全ひずみ範囲にも依存するようで、全ひずみ範囲が大きい条件ほど破面における粒界ファセットはより多く観察された。

700°C 以上で試験した試験片の破面は厚い酸化膜でおおわれるようになり、粒界破面も部分的に認められるが、



(a) Virgin (b) Fatigued at 200°C, $\Delta\epsilon_f=10^{-2}$, $\dot{\epsilon}=6.7\times 10^{-3} s^{-1}$
 (c) Fatigued at 450°C, $\Delta\epsilon_f=10^{-2}$, $\dot{\epsilon}=6.7\times 10^{-3} s^{-1}$ (d) Fatigued at 600°C, $\Delta\epsilon_f=10^{-2}$, $\dot{\epsilon}=6.7\times 10^{-3} s^{-1}$
 (e) Fatigued at 700°C, $\Delta\epsilon_f=2\times 10^{-2}$, $\dot{\epsilon}=6.7\times 10^{-5} s^{-1}$ (f) Fatigued at 800°C, $\Delta\epsilon_f=10^{-2}$, $\dot{\epsilon}=6.7\times 10^{-5} s^{-1}$

Photo. 1. Typical dislocation structures in low cycle fatigued specimens.

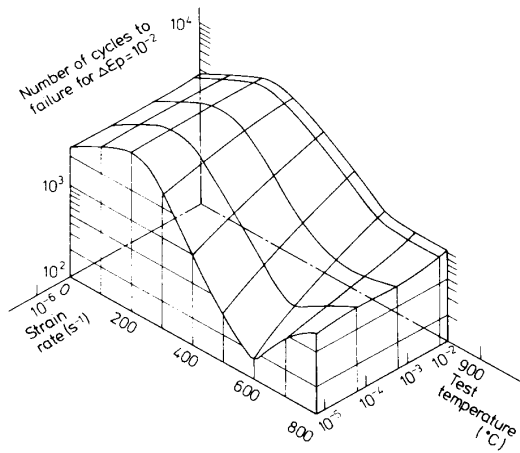


Fig. 8. Fatigue life surface as a function of temperature and strain rate.

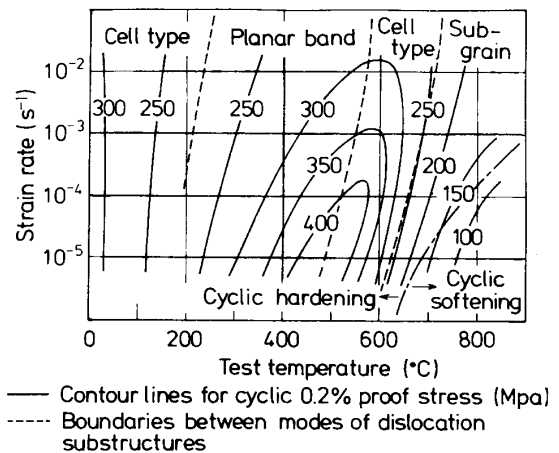


Fig. 9. Map for cyclic deformation stress and dislocation substructures.

そのファセットは 600°C で得られるものと比べると明瞭なものではなかつた。

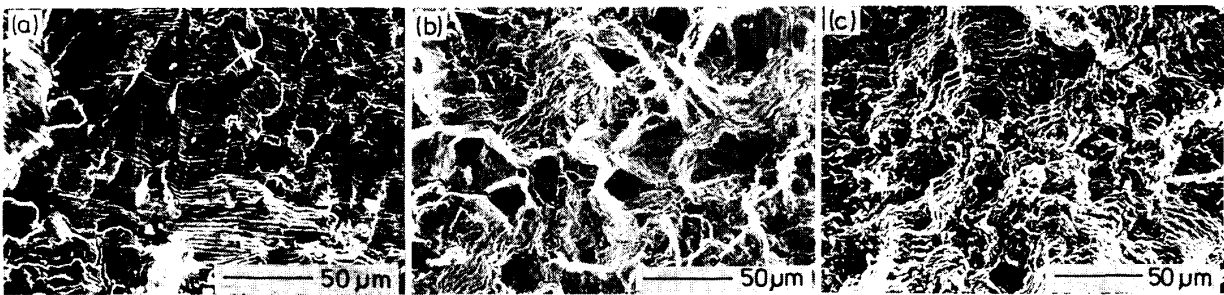
4. 考 察

4.1 低サイクル疲労機構のマップ表示

Fig. 9 は繰返し変形挙動に関連したマップである。実線は繰返し 0.2% 耐力の等応力線で、Fig. 5 に示す表面を温度-ひずみ速度軸で形成される平面に平行な面で切断することにより得られる線である。このマップでは、転位組織をセル状組織、平面的な組織及びサブグレ

イン組織に大別し、それらが支配的な温度、ひずみ速度の条件の領域を点線で区分けして示している。また一点鎖線は繰返し硬化挙動を示す領域と繰返し軟化する領域とを分けている。

Fig. 10 は Fig. 9 と同様に温度-ひずみ速度軸で形成される平面上に表した疲労寿命と破壊形態に関連したマップである。実線は塑性ひずみ範囲 10^{-2} に対する寿命の等寿命線を示している。粒界破壊と粒内破壊がそれぞれ支配的な領域の境界を点線で、また破面が酸化皮膜で厚くおおわれる領域の境界を一点鎖線で示している。



(a) Fatigued at 450°C, $\Delta\epsilon_f=10^{-2}$, $\dot{\epsilon}=6.7\times 10^{-3}\text{ s}^{-1}$
 (b) Fatigued at 600°C, $\Delta\epsilon_f=10^{-2}$, $\dot{\epsilon}=6.7\times 10^{-5}\text{ s}^{-1}$
 (c) Fatigued at 800°C, $\Delta\epsilon_f=2\times 10^{-2}$, $\dot{\epsilon}=6.7\times 10^{-5}\text{ s}^{-1}$

Photo. 2. Typical fracture modes in low cycle fatigued specimens.

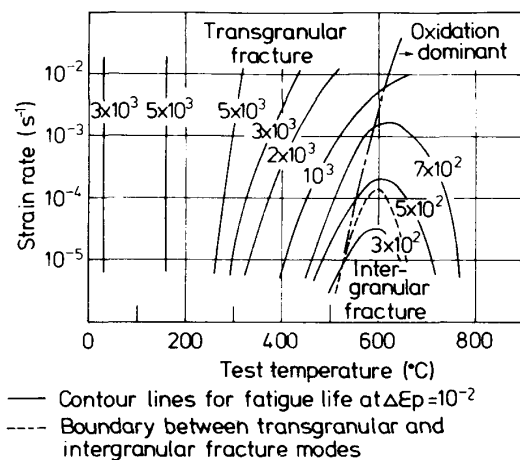


Fig. 10. Map for fatigue life and fracture modes.

JENKINS と SMITH は 35Cr-15Ni オーステナイトステンレス鋼の引張試験において約 200°C から 650°C の温度範囲で鋸歯状の応力-ひずみ曲線を観察し、以下の点を指摘している¹⁴⁾。500°C 以下では炭素原子と空孔の対に関連した動的なひずみ時効によつて、500°C 以上ではクロム原子の拡散に関連した動的ひずみ時効によつて鋸歯状の応力-ひずみ曲線を示す塑性変形が起こる。また、鋸歯状の応力-ひずみ曲線を示す変形は、析出を伴わずに、また析出を必要とせずに行なうことができる。そしてこのような変形が起こる温度域においては、変形中に転位の増殖が活発となり、材料は強化される。

本供試材における 200°C から 650°C の温度域での著しい繰返し硬化挙動も動的なひずみ時効によるもので、ひずみ速度にも依存するが、500~600°C にある硬化のピークの前後で、JENKINS らの指摘するような機構の変化があるものと考えられる。この温度域より低温側及び高温側では転位組織は主にセル状になるが、この温度域では高い転位密度の平面的な組織となり、そこでの変形応力のひずみ速度依存性は負となる。一方、700°C 以上

の温度域において観察されるサブグレイン組織は、繰返しひずみのもとで回復が進行することを示している。その結果として、繰返し軟化が起こり、変形応力の正のひずみ速度依存性が顕著に現れたものと思われる。

なお、セルあるいはサブグレイン寸法 d と応力振幅 $\Delta\sigma/2$ との関係は、剛性率を G とすると、温度によらず

$$\Delta\sigma / 2G \propto d^{-0.5}$$

となつた¹⁵⁾。これは CHALLENGER らが 304, 316 ステンレス鋼の 650°C における低サイクル疲労によつて得た結果と一致していた¹⁶⁾。

Fig. 9 のマップは繰返し変形下での動的ひずみ時効と回復の結果としての転位組織の変化を示しており、また Fig. 10 のマップは疲労寿命と破壊形態の温度、ひずみ速度依存性を示している。この両マップを対応させて見ることにより、疲労寿命を支配する主要な因子が同じである温度、ひずみ速度条件の範囲や、その主要な因子が何であるかの検討が進むものと思われる。

4.2 0.5 T_m 以下の温度における疲労挙動

T_m を融点の絶対温度とすると、310 型ステンレス鋼の 0.5 T_m は 563~590°C である¹⁷⁾。0.5 T_m より低い室温から 500°C の温度域ではストライエーションを伴う粒内破壊が支配的で、一定の塑性ひずみ範囲に対する疲労寿命は 200°C で最大の値を示す。古くから低サイクル疲労寿命は引張試験における破断延性と良い対応がつくと言われていた¹⁸⁾、本供試材の破断延性は 200°C 付近で最大値を示すということはない¹⁹⁾。また、450°C ではひずみ速度の低下に伴い疲労寿命は低下する。450°C は 0.42 T_m であり、拡散や粒界すべりによるクリープ変形は起こりにくいため、疲労寿命のひずみ速度依存性はクリープの効果によるものではないものと考えられる。

Fig. 9 と Fig. 10 とを対応させてみると、動的ひずみ時効によつて繰返し 0.2% 耐力が大きくなる温度、

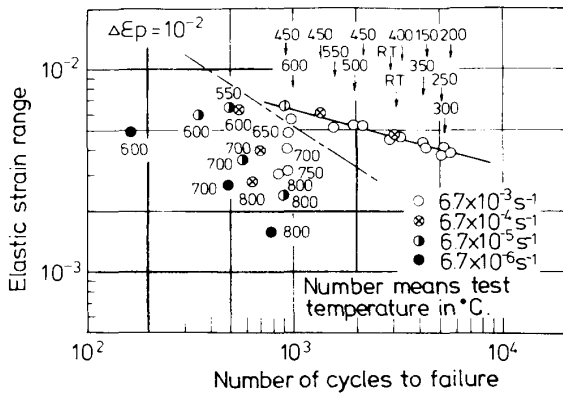


Fig. 11. Relationship between elastic strain range and number of cycles to failure for a plastic strain range of 10^{-2} .

ひずみ速度条件下では、疲労寿命は減少している。Fig. 11 は塑性ひずみ範囲 10^{-2} に対する応力範囲を縦弾性係数で無次元化した値と疲労寿命の関係、すなわち塑性ひずみ範囲 10^{-2} に対する弾性ひずみ範囲と疲労寿命の関係を示す。粒内破壊が支配的な 500°C 以下の温度条件下では非常に良い対応が付いている。すなわち、一定の塑性ひずみ範囲のもとでは無次元化した応力範囲が大きくなると疲労寿命は低下する。このことは、低サイクル疲労寿命は塑性ひずみ範囲だけでなく、塑性ひずみ範囲に対応した応力範囲あるいは弾性ひずみ範囲の大きさにも支配されていることを示している。

DOWLING と BEGLEY²⁰⁾ は繰返し J 積分で繰返し塑性変形下でのき裂伝ば速度を評価している。また、山田ら²¹⁾ は微小き裂の伝ばの問題にもこの手法を適用し、平滑試験片の疲労寿命を推定する方法を提案している。 J 積分には塑性ひずみ範囲や応力範囲などの因子が含まれており、このような意味において、疲労寿命に対し塑性ひずみ範囲と応力範囲あるいは弾性ひずみ範囲が重要になるものと思われる。

4.3 $0.5T_m$ 以上の温度における疲労挙動

本供試材では、 $0.5T_m$ の温度を超える 600°C で、疲労寿命が低下する低ひずみ速度条件のもとでは明瞭な粒界破壊が観察されている。しかし、 600°C よりも高い温度では粒界破壊はむしろ明瞭でなくなり、また、ひずみ速度の低下に伴う疲労寿命の低下はほとんどなくなる。

そこでここでは、疲労寿命のひずみ速度依存性を粒界破壊の形成との関連で検討する。初めに低サイクル疲労において粒界破壊が起こるための条件を、これまでに得られている知見をもとにまとめておく。

SIDEY と COFFIN は²²⁾、OFHC 銅において $0.5T_m$ 以上の大気中で認められる疲労寿命の周波数依存性と明瞭な

粒界破壊は、これらの現象が真空中の試験では認められないことから、雰囲気の効果によるものと考えている。

一般に、粒界すべりは $0.5T_m$ 以上の温度で、低ひずみ速度条件下で起こると言われている。オーステナイトステンレス鋼のクリープ破断では、高応力-短時間試験ではくさび型き裂による粒界破壊が、低応力-長時間試験ではキャビティ形成による粒界破壊が起こっている¹⁰⁾。しかし、低サイクル疲労の場合には、粒界すべりが起こる温度、ひずみ速度条件であつても、繰返し負荷のもとで粒界すべりが可逆的に起こると粒界き裂が発生しない可能性もある。真空中の試験では粒界き裂が発生しにくい²²⁾ ことを考え合わせると、粒界き裂の発生には、粒界すべりによつて新たな粒界面が表面にさらされることと、酸化によつてその面における可逆的な粒界すべりが阻止されることが必要な条件であるものと考えられる。なお、COFFIN らは、低周波数条件下で粒界破壊になるのは、粒界が選択的に酸化されることによるものと考えているが²³⁾、オーステナイトステンレス鋼において、変形のひずみ速度の速い、最大引張りひずみ時と最大圧縮ひずみ時に保持時間を含む台形波による低周波数の条件下では粒界破壊が起こらないことからして²⁴⁾、酸化の効果だけで粒界き裂が生ずることは考えられない。

さて、本実験において、 600°C の低ひずみ速度条件下では、動的ひずみ時効によつてマトリックスの強度は高くなり、変形応力が大きくなるので、その結果、粒界に作用する応力も高くなり、粒界すべりは容易に起こるものと考えられる。粒界すべりが起こり、酸化雰囲気であることから、粒界き裂の形成条件は満たされることになる。粒界き裂の発生と成長が、粒内き裂のそれよりも遅いのであれば、破壊形態は粒界破壊にならず粒内破壊になるはずであるから、粒界破壊になることが疲労寿命を低下させる原因と思われる。なお、 600°C における変形応力のひずみ速度依存性は、Fig. 9 でもわかるように単調ではなく、 $10^{-3}\sim 10^{-4}\text{ s}^{-1}$ のあたりでピークをとる。これは先に述べた 35Cr-15Ni 鋼の場合のように、動的ひずみ時効をもたらす原因が、同一温度でもひずみ速度によつて変化したことによるものと考えられる。

また、 $700, 800^{\circ}\text{C}$ では、粒界破壊は 600°C におけるほど明瞭には起こらず、疲労寿命のひずみ速度依存性は顕著でなかつた。これらの温度は粒界すべりが生じやすい条件ではあるが、粒内の回復により変形応力は著しく低下するため、粒界に作用する応力も低下し、実際には粒界すべりは起こりにくくなるものと考えられる。その結果、低ひずみ速度条件でも粒界破壊は起こりにくく、

また破壊形態の相違による疲労寿命のひずみ速度依存性が顕著でなくなつたものもいえる。

4.4 今後の展開

SUH 310 鋼を対象にして高温低サイクル疲労機構のマップ表示を試みた。このようなマップ化は高温用材料の高温低サイクル疲労特性全体を巨視的にとらえる上にも、またより詳細に微視的にとらえようとする場合にも有効なものである。しかしここで使用したデータは対称三角波によるものに限られており、ひずみ保持台形波形などによる疲労特性を含めてマップ化するなどさらに改良を要する点がある。またここで使用したデータを得るためにも長時間にわたる多くの試験を行つており、種々の材種、チャージについて同様なマップを得ることは容易でない。一方、近年一部の疲労特性データはデータベース化されて使用されるようになり²⁵⁾、また、より広範囲な金属材料強度データベースの整備も進められている。そこで今後はこのようなデータベースを駆使して、断片的な条件のもとで得られているデータを総合し、それに破壊形態などの情報を加味してマップ化を図る手法をとる必要がある。

多くの材種について高温低サイクル疲労機構のマップが得られると、高温低サイクル疲労挙動を支配する因子を新たに見出せる可能性もあり、また材料開発への応用の可能性もひらけるものと思われる。

5. 結 言

高温低サイクル疲労挙動をより良く理解するために、高温における低サイクル疲労機構のマップ化を試みた。解析には、固溶化処理されたオーステナイトステンレス鋼 SUH 310 に対するひずみ制御の低サイクル疲労のデータを用いた。

転位組織を分類して繰返し変形応力の変化傾向と対応させ、また破壊形態を分類して疲労寿命の変化傾向と対応させ、それぞれ温度-ひずみ速度軸で形成される平面上にマップとして表示した。これらの二つのマップを重ね合わせて考えると、任意の温度、ひずみ速度条件下での疲労寿命を支配する主要な因子を見極めることができる。

$0.5T_m$ 以下の温度では破壊形態はストライエーションを伴う粒内破壊で、動的ひずみ時効によつて応力範囲が大きくなる温度、ひずみ速度条件下で疲労寿命は低下する。 $0.5T_m$ 以上の温度では破壊形態が粒内から粒界

破壊に変化する場合に疲労寿命は低下する。対称なひずみ波形のもとでは、粒界すべりと大気中における酸化の効果が粒界破壊を起こすのに必要な条件として挙げられた。

文 献

- 1) L. F. COFFIN: Fracture 1969 (1969), p. 643 [Chapman and Hall, London]
- 2) J. T. BERLING and T. SLOT: ASTM STP 459 (1969), p. 3
- 3) A. COLES, G. J. HILL, R. A. T. DAWSON and S. J. WATSON: Proc. Int. Conf. on Thermal and High Strain Fatigue (1967), p. 270 [Institute of Metals, London]
- 4) R. D. CAMPBELL: J. Eng. Industry, Trans. ASME, **93** (1971), p. 887
- 5) L. F. COFFIN: Corrosion Fatigue, NACE-2 (1972), p. 590
- 6) J. WAREING, B. TOMKINS and G. SUMNER: ASTM STP 520 (1973), p. 123
- 7) K. YAMAGUCHI and K. KANAZAWA: Metall. Trans. A, **11** (1980), p. 1691
- 8) M. F. ASHBY: Acta Metall., **20** (1972), p. 887
- 9) 増田千利, 田中紘一, 西島 敏: 日本機械学会論文集, **46** (1980), p. 247
- 10) 新谷紀雄, 京野純郎, 田中秀雄, 村田正治, 横井 信: 鉄と鋼, **69** (1983), p. 1668
- 11) D. A. MILLER: Mat. Sci. Engng., **54** (1982), p. 273
- 12) K. KANAZAWA, S. IWANAGA, T. KUNIO, K. IWAMOTO and T. UEDA: Bulletin of JSME, **12** (1969), p. 188
- 13) C. E. FELTNER and C. LAIRD: Acta Metall., **15** (1967), p. 1633
- 14) C. F. JENKINS and G. V. SMITH: Trans. Metall. Soc. AIME, **245** (1969), p. 2149
- 15) K. YAMAGUCHI and K. KANAZAWA: Trans. Nat. Res. Inst. Metals, **26** (1984), p. 210
- 16) K. D. CHALLENGER and J. MOTEFF: ASTM STP 520 (1973), p. 68
- 17) ステンレス協会: AISI 鋼材マニュアル ステンレス鋼と耐熱鋼 (1976), p. 42
- 18) E. E. BALDWIN, G. J. SOKOL and L. F. COFFIN: Proc. ASTM, **57** (1957), p. 567
- 19) K. KANAZAWA, K. YAMAGUCHI, M. SATO, K. KOBAYASHI, N. SUZUKI, M. SHIOHARA and S. YOSHIDA: Trans. Nat. Res. Inst. Metals, **20** (1978), p. 382
- 20) N. E. DOWLING and J. A. BEGLEY: ASTM STP 590 (1976), p. 82
- 21) 山田敏郎, 星出敏彦, 藤村 哲, 真鍋雅彦: 日本機械学会論文集, **49** (1983), p. 441
- 22) D. SIDY and L. F. COFFIN: ASTM STP 675 (1979), p. 528
- 23) C. J. McMAHON and L. F. COFFIN: Metall. Trans., **1** (1970), p. 3443
- 24) K. YAMAGUCHI and K. KANAZAWA: Metall. Trans. A, **11** (1980), p. 2019
- 25) たとえば, 日本材料学会: Data Book on Fatigue Strength of Metallic Materials, Vols. 1-3 (1982)