

# 遠心鑄造管材HK40および 25 Cr-35Ni の熱疲れ強さ

## Thermal Fatigue Strength of Centrifugal Casting Tube Alloys HK40 and 25Cr-35Ni

Strain control thermal fatigue tests were carried out for centrifugal casting tube alloys HK 40, and 25 Cr-35 Ni and their welding joints.

General thermal fatigue properties, correlation between the fatigue properties and the tensile properties, effect of the holding time, the rupture appearances of welding joint and the oxidation phenomenon of these alloys were clarified by the tests.

丸山武志\* Takeshi Maruyama

木村征二\* Seiji Kimura

車地隆治\* Takaharu Kurumaji

### 1 緒 言

クリープ域の熱疲れ特性に関する研究は、Ni基やCo基のガスタービン材料やAISI Type 304, 316ステンレス鋼ならびにインコネル、インコロイ 800 など高速増殖原子炉の開発に関連して、最近急速に研究が進められつつある。

ところで従来、ボイラや化学機械用炉など高温で使用される伝熱管の設計は、内圧応力に材料のクリープラプチャないしはクリープ強さを対応させているのにとどまっていたが、最近、熱応力が強度上で内圧応力以上にきびしいことが明らかになり、この種の構造材についても、詳細な応力解析と、これに対応する材料の熱疲れや動クリープに関する特性を明らかにすることが必要になってきた。

HK40, 25Cr-35Ni材は、将来高温ガス多目的原子炉の熱交代材料として有力な候補に上がっているもので、1,000°C前後の使用条件に対して強度特性ならびにコストの面ですぐれた材料である。現状では、化学機械関係で、分解炉や改質炉の反応コイル用材料として多用されているが、この場合も温度条件は1,000°C近くになり、しかも配管反力や、局所的な温度分布によって大きい熱応力が発生する条件下におかれ、こうした面の検討が設計上で強く要求されるのに対し、従来、この種材料に関する研究はごく少なく、系統立った研究は行なわれていなかった。

われわれは、これら両材とその溶接継手の熱疲れ特性をひずみ制御形熱疲れ試験によって、詳細に検討してきた。ここに述べるものはその結果をまとめたものであり、一般的な熱疲れ特性、その引張特性との関係、クリープ損傷の評価、保持条件下の挙動、溶接継手部の挙動、や金的なき裂の様相などに関して述べることにする。

### 2 実験方法

表1は供試材の化学成分であり、図1はそのマクロ組織を示したものである。ここに示すマクロ組織は柱状晶であるが、HK40については、この組織の影響を検討するため、等軸晶材も用いている。化学成分は、等軸晶材も柱状晶材とほぼ同じで、ASTM(American Society for Testing Materials)

表1 供試材の化学成分(%) HK40, 25Cr-35NiともにC量は約0.4%で、前者はCrが26%, Niが20%, 後者はCrが25%, Niが35%で両材とも遠心鑄造管である。

Table 1 Chemical Composition of Test Materials (%)

化学成分 鋼種	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo
HK40	0.43	1.08	1.20	0.015	0.016	26.05	20.22	0.01
25Cr-35Ni	0.37	1.50	1.33	0.012	0.008	25.40	34.70	0.05

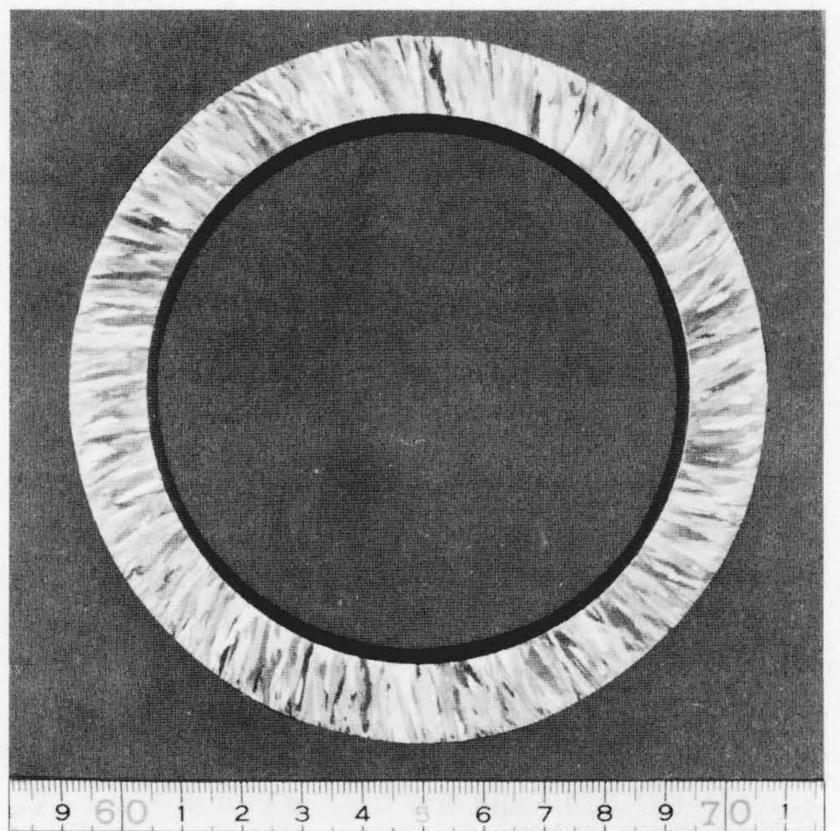


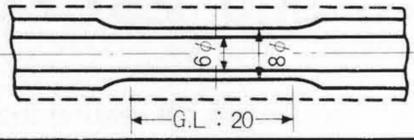
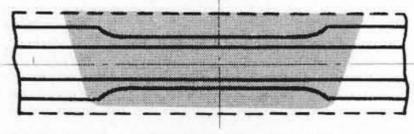
図1 マクロ組織(HK40柱状晶) 供試管断面のマクロ組織を示す。外面から内面に発達した柱状晶組織を呈している。

Fig. 1 Macro Structure (HK40 Columnar Structure)

\* パブコック日立株式会社呉研究所

表2 試験片採取要領 試験片は4種で、管壁ないし、管の突合せ継手部から採取した。WJは溶着部を、またHAZは熱影響部を試験片の中央に位置させた。

Table 2 Cutting Method of Test Specimens

略号	項目	採取要領	備考
母材 (BM)			標点間すべて母材
継手 (WJ)			標点間に溶着部, 熱影響部, 母材を含む
熱影響部 (HAZ)			標点間に溶着部, 熱影響部, 母材を含む
全溶着鋼 (AD)			標点間すべて溶着鋼

A351 Gr. HK40 Mod. の規格内にある。試験片は、素管を円周方向に分割し、その素片断面の中心に試験片の軸心が一致するように、機械加工し、表2に示す形状にしている。

試験機はひずみ制御形で、両端を固定した中空の試験片に、一定の熱サイクルを与えて、軸方向に熱ひずみを発生させるものである。加熱は高周波により、冷却は試験片中空部に圧縮空気を流すことにより行なった。この際のひずみ変動に対する試験機の拘束率は、実測したところ94%であった。試験片のセットは室温で行ない、破断寿命はマクロ的なき裂が、肉厚方向に貫通したときの繰返し数としている。

繰返しひずみの波形は、三角波と上下限温度で保持する台形波である。三角波のサイクル速度は、2~10cpmで台形波の保持時間は、上限温度 $T_{max}$ および下限温度 $T_{min}$ で0~30分を各種組み合わせた条件を与えている。また、試験温度範囲は、1,100~350°Cの範囲である。

表2は溶接継手の試験片を示している。継手全体の強さのほかに、継手各部の疲れ強さを調べるために、全溶着鋼のもの、中央部に熱影響部を位置させたものなどを用いた。溶接の方法としてはTIGと被覆アーク法を使用している。

### 3 実験の結果とその検討

#### 3.1 $\Delta\epsilon_T-N_f$ 特性

図2は両材の母材に対して、 $T_{max}$ をパラメータとして、全ひずみ範囲 $\Delta\epsilon_T$ と破断寿命 $N_f$ の関係を示すものである<sup>(1)</sup>。なお、縦軸の $\Delta\epsilon_T$ は線膨張係数 $\alpha$ に温度振幅 $\Delta T$ を乗じたみかけの全ひずみ範囲に対して、軸方向の温度分布に関する補正を行ない、真の全ひずみ範囲 $\Delta\epsilon_T$ に修正したものである。

図に示すように $T_{max}$ で整理すると、一本の直線になり、両材とも $T_{max}$ が高くなるほど、 $N_f$ は短くなる一般的な傾向を示すとともに、同一温度条件では、 $\Delta\epsilon_T$ が小さくなるに従い上限温度の影響が大きくなる。

HK40と25Cr-35Niを比較すると、25Cr-35Niのほうが2.0~5.5倍破断寿命が長くなり、これらの間の差は、 $T_{max}$ が低い範囲において大きい。

直線のこう配は、 $T_{max}=1,100^\circ\text{C}$ とそれ以外の二つの条件に分かれることが明らかに見られ、同じ温度条件では両材による差異は見られない。1,100°CではHK40、25Cr-35Niとも

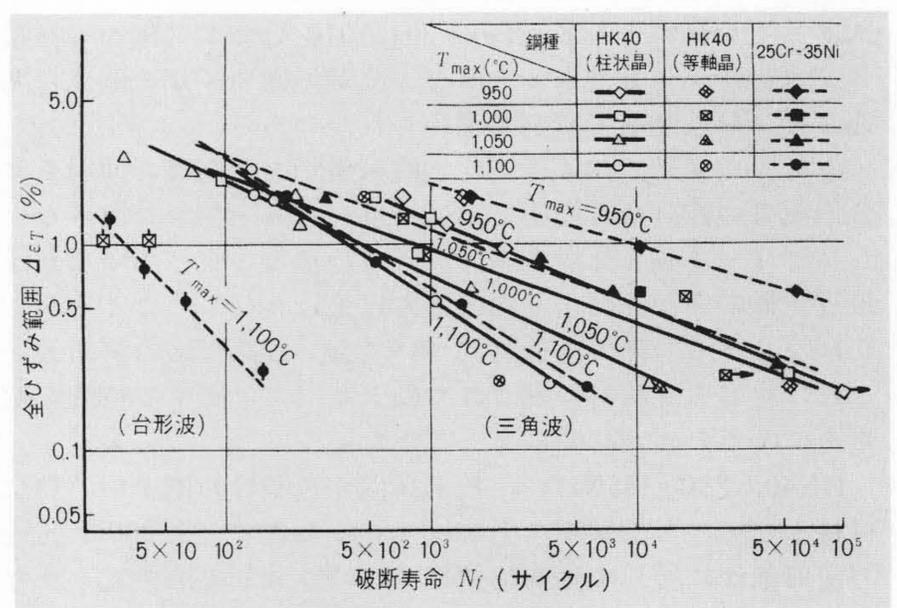


図2  $\Delta\epsilon_T-N_f$ 線図 全ひずみ範囲 $\Delta\epsilon_T$ と破断寿命 $N_f$ の関係は、上限温度 $T_{max}$ をパラメータにすると、ほぼ一本の直線で表わされた。そのこう配は1,100°Cとそれ以下のものに分けられた。また台形波の寿命は著しく短くなった Fig. 2  $\Delta\epsilon_T-N_f$  Diagram

にこう配が大きくなり、特に、 $N_f$ が大きい領域では、 $T_{max}=1,050^\circ\text{C}$ 以下の条件との間に大きい差が見られる。これは、L.F. Coffin, Jr. らが認めている内部酸化の影響と考えられる。1,100°Cになると両材とも内部酸化が著しくなり、その影響で破断寿命 $N_f$ が短くなるものと考えられ、熱疲れに関する使用限界温度は、両材ともほぼ同じで、1,050°C近辺であるといえる。なお、こうした現象は、ミクロ的な観察でも関連するところが見られるので後述する。また図にはマクロ組織の違ったものを比較している。ばらつきが大きくて柱状晶と等軸晶の差異はかならずしも明らかでないが、高ひずみ域では等軸晶が、低ひずみ域では柱状晶のほうが破断寿命の大きい傾向が見られる。

図3は、HK40材の $T_{max}=950$ と1,100°Cについて、S.S. Mansonの式によって求めた曲線と実験結果を示すものである。ここで、950°Cでは $T_{max}$ を基準として求めたS.S. Mansonの式による曲線と実験結果はよく一致しているが、1,100°Cでは実験結果が短寿命側になり、曲線との間に大きい差ができた。これも酸化損傷によるものと考えられる。

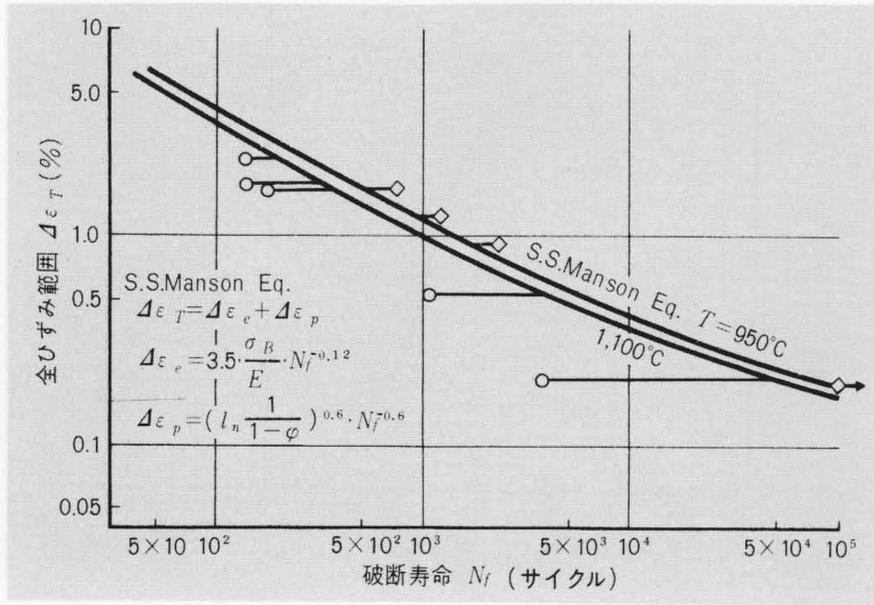


図3 S.S. Manson式による整理(HK40) 実験データとS.S. Manson式を950, 1,100°Cで比較すると、前者ではほぼ一致するが、後者では実験データの方がかなり短い。これは酸化の影響と考えられる。

Fig. 3 Arrangement by S.S. Manson's Equation (HK40)

### 3.2 引張特性と熱疲労寿命の関係

温度の低い領域の低サイクル疲労寿命に関しては、L.F.Coffin, Jr.<sup>(3)</sup>ほか多数の研究者が実験し、引張試験の真破断伸び、つまり、絞りを入れた簡単な式で関係づけられることが示されているが、熱疲労特性に関しては、どの温度条件の引張試験結果を選ぶかが問題であり、さらに本研究のHK40, 25Cr-35Niのように、使用条件においてクリープの支配的な700~1,000°Cといった広い温度条件で、しかも析出硬化性を有する材料について検討した例はあまりない。

ところで最近R.W.Randgraf<sup>(5)</sup>は、こうした引張特性との関係を次に述べるような遷移寿命によって判断する方法を提案し、Ni基のガスタービン材料などに応用して好結果を得ていることから、この方法によって検討した。R.W.Randgrafの方法は、図4(a)のS.S. Manson式<sup>(4)</sup>に示すように弾性ひずみ $\Delta \epsilon_e$ と塑性ひずみ $\Delta \epsilon_p$ の関係において $\Delta \epsilon_e = \Delta \epsilon_p$ になる繰返し数を遷移疲労寿命 $N_t$ とし、 $N_f > N_t$ では弾性ひずみ支配で引張強さ $\sigma_B$ に、また $N_f < N_t$ では塑性ひずみ支配で絞り $\phi$ に破断寿命 $N_f$ が関係づけられるとするものである。

図4(b)はこうして求めた $N_t$ と実験結果をプロットしたものである。図によると本実験結果は、ほとんど、 $N_f < N_t$ の領域に入り、 $N_f$ は引張特性の絞りと関係があり、絞りの大小によって疲労特性が評価できることを示している。また、図5は疲労強さと絞りの関係をこれまで試験した各種母材、継手ならびに継手各部について示したものであるが、絞りとのよい対応が見られる。

### 3.3 保持の効果

台形波の損傷解析は、動クリープ現象として考えるTaira-Robinsonの方法があり、最近発行されたASME (American Society of Mechanical Engineers) Case Interpretation 1331-5<sup>(6)</sup>では、さらに疲労損傷の効果も含めて、ほぼこの方法を取り入れている。しかし、この方法を使用するには保持温度、時間、ひずみ速度、酸化損傷、クリープ損傷の回復などの影響を明らかにしておく必要がある。

ここでの検討は、おもに25Cr-35Niについて詳細に行なったが、<sup>(7)</sup>他に継手、全溶着鋼についても一点ないし数点実験し、特性を比較している。

図2は三角波と比べ上限温度1,100°Cで30分保持した台形

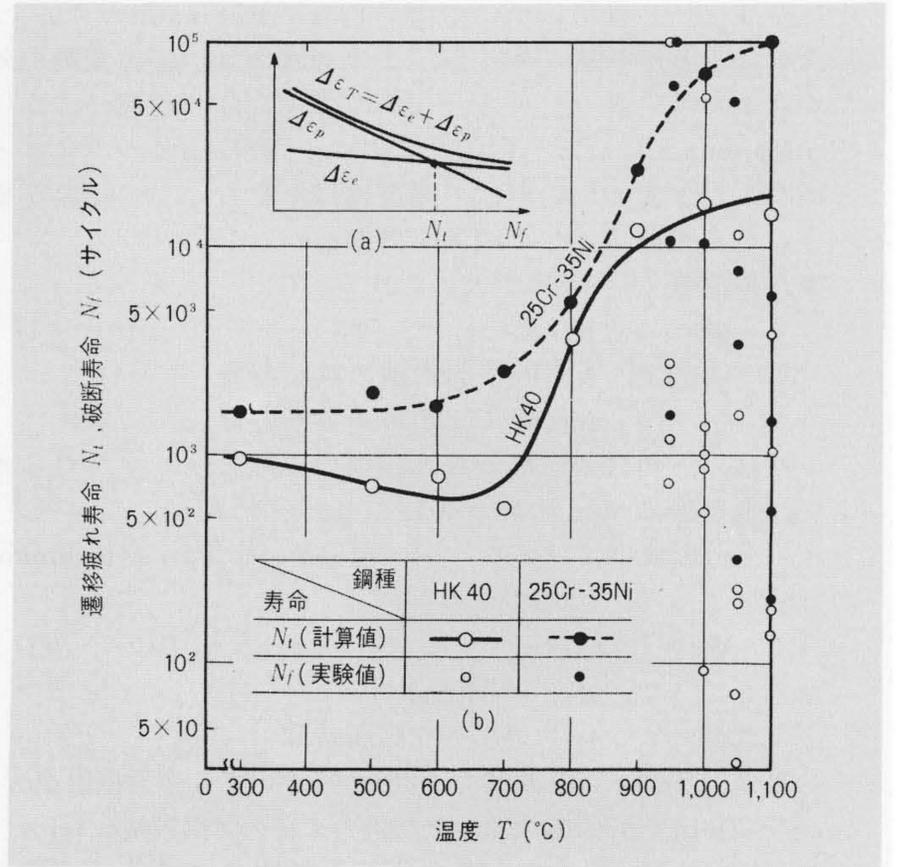


図4 遷移疲労寿命 $N_t$ と実験データ 遷移疲労寿命 $N_t$ はかなり大きく、疲労現象が塑性ひずみ支配であることを示す。25Cr-35NiはHK40より $N_t$ が全温度域にわたって大きい。

Fig. 4 Transition Fatigue Life  $N_t$  and Test Data

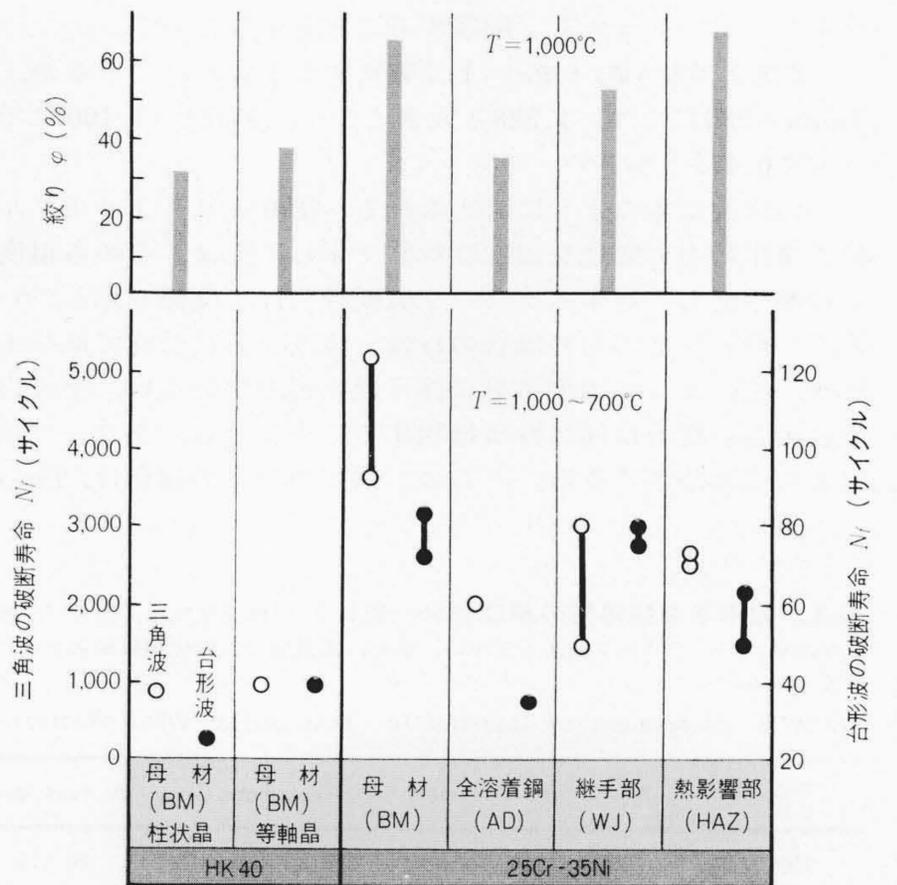


図5 各種材の破断寿命 破断寿命 $N_f$ とその上限温度の材料の絞り値はよく対応している。台形波と三角波の材種による差は同傾向である。また、25Cr-35Niがかなり強く、溶接継手においては継手部(WJ)として試験したものが強い。

Fig. 5 Fracture Life of Each Material

波の寿命も示しているが、台形波の場合の破断寿命は、三角波に比べ7~10倍程度短くなり、保持中の損傷が大きいことを示している。また、図5は各種材について、台形波の結果を示しているが、寿命はいずれも同程度短くなっている。

また、保持による寿命減少は大部分がクリープ損傷によると思われることから、こうした関係を次のように検討した。

長時間保持の効果については、Taira-Robinsonのクリープ損傷則による解析法があるが、この方法には、応力変動の効果が含まれていない。一方、三角波の場合は、前述のようにS.S.Manson式にはほぼ一致したことから、疲れ損傷のみによって破断したと考え、台形波の場合は、これら二つの損傷が組み合わさっているととして損傷を評価した。

疲れ損傷 $\phi_f$ は、次式で求められる。

$$\phi_f = N_f(h) / N_f(s) \dots\dots\dots(1)$$

ここで、 $N_f(h)$ ：台形波の破断寿命

$N_f(s)$ ：三角波の破断寿命

これは、三角波の破断が疲れ損傷のみによって生じたと考えて、台形波の $N_f$ との比で表わしたものである。

次に、台形波におけるクリープ損傷 $\phi_c$ は、Taira-Robinsonの方法によって、次式で求めた。

$$\phi_c = \sum(\Delta t / t_r) \dots\dots\dots(2)$$

ここで、 $\Delta t$ ：時間区分

$t_r$ ：クリープ破断時間

計算は、 $T_{max}$ で圧縮応力下30分の間のクリープ損傷 $\phi_{c, comp}$ と $T_{min}$ で引張応力下1分の間のクリープ損傷 $\phi_{c, tens}$ の二つに分けて行なった。表3はその結果を示したものである。表において、 $\phi_{c, tens}$ と $\phi_{c, comp}$ を比較すると、引張応力下すなわち $T_{min}$ では1分しか保持していないが、損傷量は全クリープ損傷の65~85%を占めており、下限温度の保持効果が著しく大きいことと、損傷に対し上限温度で発生するリラクゼーションが大きく影響することを示している。

一般に、 $\phi_h = \phi_f + \phi_c = 1$ で破断すると言われているが、 $T_{max} = 950^\circ\text{C}$ では、4.588と大きくなり、 $T_{max} = 1,100^\circ\text{C}$ では逆に0.472と小さい。

この原因は次のように考えられる。図6(a)は、1サイクル目の発生応力の変化を温度に対して示し、(b)は、その各温度での発生応力に対するクリープ破断時間 $t_r$ の関係を示している。一般に同一応力の場合の $t_r$ は、温度上昇につれて減少するが、図のように温度上昇に伴う発生応力の低下が、それ以上に大きい場合は逆に $t_r$ は増加する。すなわち、クリープ損傷としては小さくなる。さらに、保持中の応力緩和は、 $T_{max}$

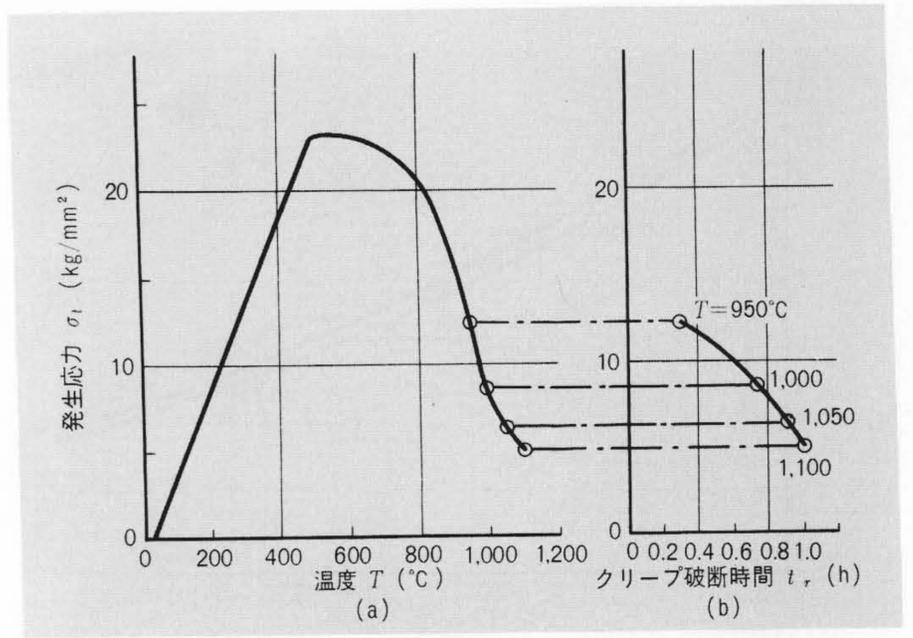


図6 発生応力とクリープ破断時間(25Cr-35Ni) 定ひずみが作用した場合に発生する応力は、高温になると急速に低下し、各温度で一定ひずみを与えてクリープ破断させようとする、高温になるにしたがい、発生する応力が小さくなるので、破断寿命は長くなる。

Fig. 6 Generated Stress and Creep Rupture Time (25Cr-35Ni)

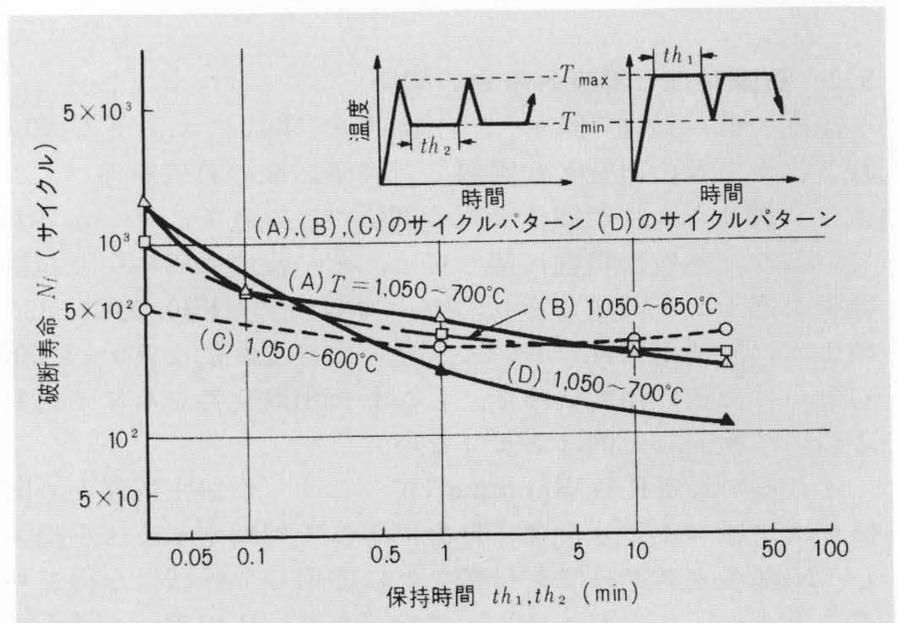


図7 保持時間の影響(25Cr-35Ni) 保持時間の増加による破断寿命の減少は、保持時間数分までが著しく、その効果が飽和する時間は、保持する温度によって大きく左右される。

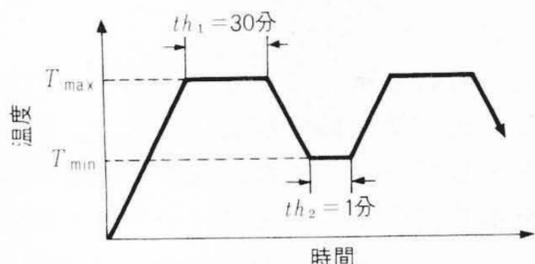
Fig. 7 Effect of Holding Time (25Cr-35Ni)

表3 台形波の損傷量の構成(25Cr-35Ni) 低温域では、クリープ損傷が大きい、クリープ回復も大きい。また、高温域では酸化損傷が大きいと考えられる。

Table 3 Component of Damage for Trapezoidal Wave Pattern

損傷 T(°C)	$\phi_f$	$\phi_c$	$\phi_h$	$\phi_{c, tens}$	$\phi_{c, comp}$	$\phi_{c, tens} / \phi_c$
950~750	0.005	4.583	4.588	3.416	1.167	74.5%
1,000~800	0.013	1.755	1.768	1.132	0.623	64.5
1,050~850	0.018	1.390	1.408	1.013	0.377	73.0
1,100~900	0.042	0.430	0.472	0.372	0.058	86.5

注  $\phi_f$ ：疲れ損傷  
 $\phi_c$ ：クリープ損傷  
 $\phi_h$ ：台形波の全損傷  
 $\phi_{c, tens}$ ： $T_{min}$ での引張応力によるクリープ損傷  
 $\phi_{c, comp}$ ： $T_{max}$ での圧縮応力によるクリープ損傷



が高いほど大きいため、いっそう損傷が小さくなると考えられる。

$T_{max} \leq 1,050^\circ\text{C}$ では $\phi_h > 1$ 、 $T_{max} = 1,100^\circ\text{C}$ では、 $\phi_h < 1$ となり、 $\phi_h = 1$ で破断していないが、これは、J.B.Conway<sup>(9)</sup>らが述べているように、クリープの回復があり、下限温度での引張応力によって生じたクリープ損傷が、上限温度での圧縮応力によって回復するためと考えられる。この回復は、低温高応力の場合大きく、高温になると小さくなるといわれているが、こうした傾向が認められる。なお、 $T_{max} = 1,100^\circ\text{C}$ で $\phi_h < 1$ となるのは、こうした回復効果の減少に加え、内部酸化による損傷が大きくなるためと考えられる。

保持時間については、 $T_{max} = 1,050^\circ\text{C}$ 、 $T_{min} = 600^\circ\text{C}$ 、 $650^\circ\text{C}$ 、 $700^\circ\text{C}$ の条件で、これら上下限温度における保持時間を種々変化させて実験した。

図7は温度条件をパラメータとして、破断寿命と上限保持時間 $th_1$ 、下限保持時間 $th_2$ の関係を示すものである。一定の温度条件においては、たとえば $600^\circ\text{C}$ で保持した場合、短時間で保持の効果は飽和し、 $th_2 = 1$ 分以後では、破断寿命はやや

増加する。700°C の場合は30分ではまだ減少過程にあり、また、1,050°Cで保持した場合には、さらにこう配が急になる。つまり、保持温度が高くなるほど破断寿命が飽和する保持時間は長くなる傾向が見られるが、この現象は保持中のクリープ損傷というより内部酸化と関連していると考えられ、クリープ損傷については保持時間30分の試験結果によって表わされることを示している。

3.4 溶接継手部の破断

図5は、継手を含めた各部の破断寿命を示したものである。25Cr-35Niにおいて母材と継手各部を比較すると、三角波、台形波とも破断寿命はBM(母材)>WJ(継手)>AD(全溶着鋼)の順になり、HAZはWJに近く、ADが最も小さい。WJ>ADなる関係において、WJがADより強いことについて、WJは熱影響部で破断しており、ひずみ集中によるひずみ分布の変化がみかけ上でADより強くしているためと考えられる。

図8(a)は、WJの破断部と試験片軸方向の温度分布を示すものである。各部の温度は、実測によって求めたもので中央溶着部は1,000°C、熱影響部は約935°C、母材部は900°C以下である。

一方、各部のそれぞれの温度における引張特性( $\sigma$ - $\epsilon$ 線図)は、図8(b)のようになるので、継手の軸方向に一定の応力が作用すると各部のひずみ量は図に示す $\epsilon_1, \epsilon_2, \epsilon_3, \epsilon_4$ になり、熱影響部のひずみ量が最も大きく、ここでひずみが集中し、その結果バルジを起こしたと考えられる。

なお、こうした現象は、破断した試験片の断面について実測したひずみ分布と、引張特性から求めた $\epsilon_1, \epsilon_2, \epsilon_3, \epsilon_4$ の関係において、二つのひずみ分布はよく一致し、この面からも明らかであった。

以上のことは、材質の不連続性に加え、温度分布の不均一も関連していたが、温度分布が均一な場合でも、溶着鋼部、

熱影響部、母材部と直列に並んでいる場合は、ひずみ集中を起こすと考えられるので、このように高温強度、形状、温度分布が不連続な部分については、こうした面の考慮が必要である。

3.5 き裂の様相

本材における熱疲れき裂は、デンドライトセルの境界において共晶炭化物に沿って進展したが、これら破断部近傍に共通的にみられるき裂様相を模型的に示すと図9(a)のようになる。

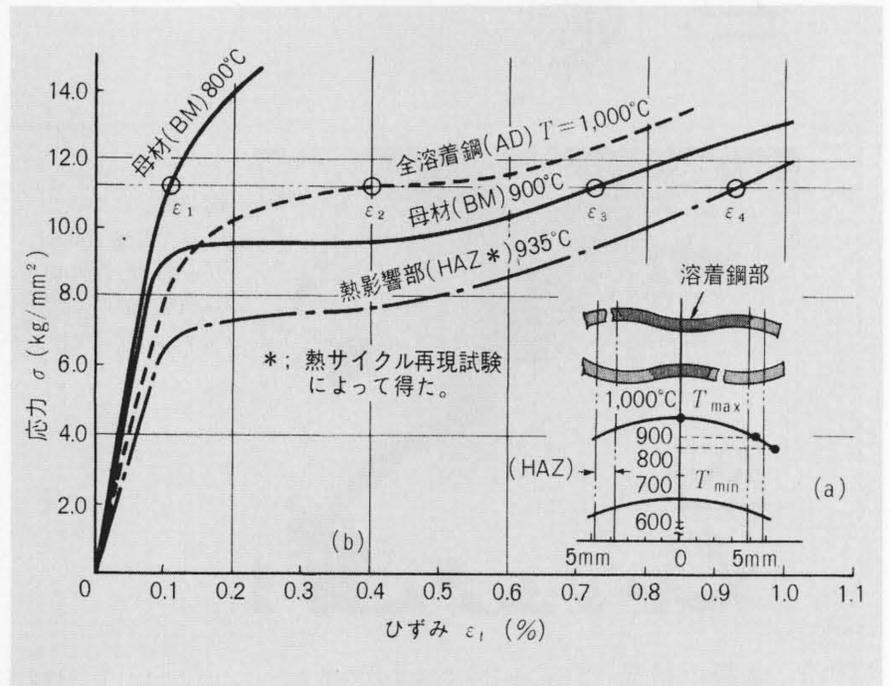


図8 継手各部の応力-ひずみ線図(25Cr-35Ni) 継手の疲れ強さは、高温引張特性( $\sigma$ - $\epsilon$ 線図)に関係するひずみ集中現象に左右される。ひずみ集中の説明は図のように行なえる。

Fig. 8 Stress-Strain Diagram of Each Part of Welding Joint (25Cr-35Ni)

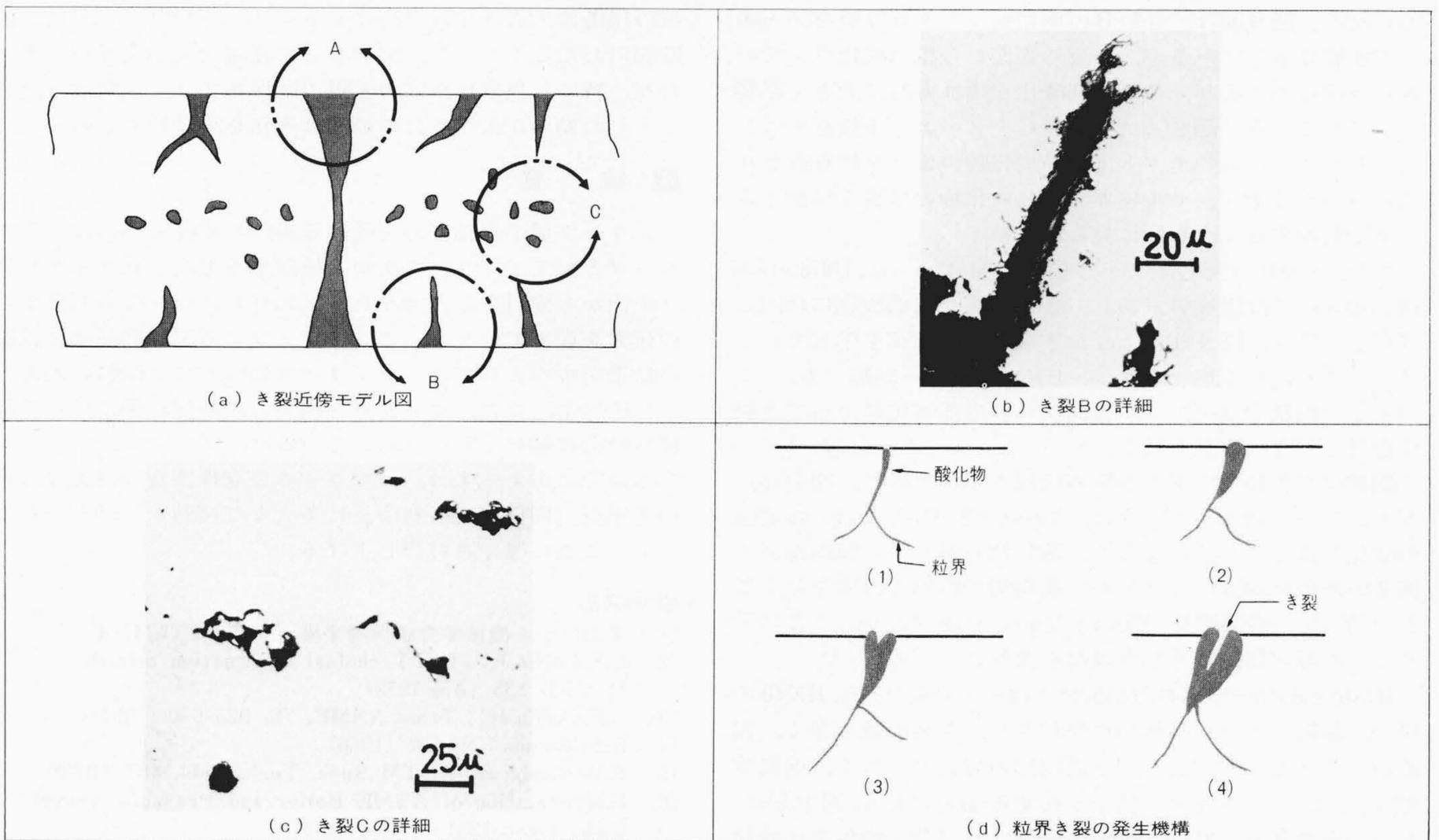


図9 き裂の様相とき裂発生機構 き裂発生には、BとCの二つの形が見られたが、破断に直接つながったのはBであり、(d)に示すような粒界酸化によっている。

Fig. 9 Appearance of Crack and Mechanism of Crack Initiation

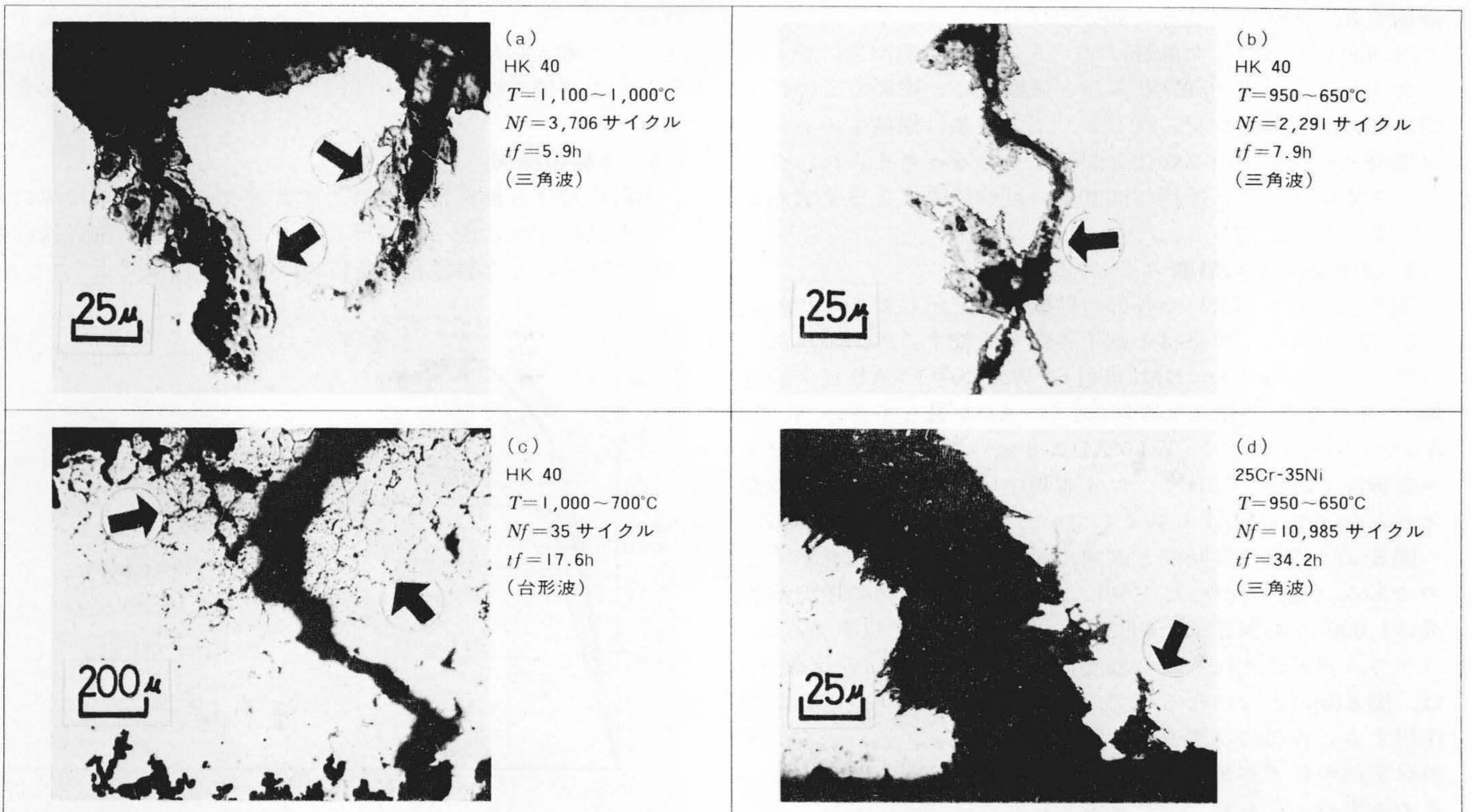


図10 き裂の状況 (a)と(b)で温度の効果を示し、(b)と(d)で材種の効果を示し、(c)は波形の影響を示す。幅広い酸化き裂(a)、ネット状のき裂(c)が特徴を示している。

Fig. 10 Appearances of Crack

き裂には、破断に至ったき裂Aおよび表面からかなり進展しているき裂(B)と内部に見られるボイド状のき裂Cとがあるが、破断はき裂(B)が進展することによって起こることが認められた。図9(b)は、き裂Bの典型的なマイクロ写真をノーエッチ状態で示しているが、き裂外表面から相当酸化されているのが明らかであり、この内部酸化が疲れ寿命に大きく影響を及ぼしている。図9(c)は、き裂Cをノーエッチ状態で示しているが、これらのボイドは共晶炭化物のまわりに形成されているのが特徴で、セル境界で共晶炭化物とは別な単独のボイドが存在するような例は見られない。

また、き裂Bの発生について、C.J.McMahon<sup>(10)</sup>らは、Udimet500材を815°Cで高温疲労試験し、き裂発生が内部酸化に起因していると述べ、図9(d)のようなき裂発生モデルを示しているが、ミクロ的な観察によれば、HK40や25Cr-35Niでも、このような機構を適用でき、表面からの内部酸化によってき裂が進展したように見られる。

図10は、各種条件下のき裂の状況を示すもので、図中(a)、(b)の比較から明らかなように、 $T_{max} \geq 1,050^{\circ}\text{C}$ では、外表面の酸化が激しくき裂幅も広く、酸化物の量も多い傾向がある。図2の熱疲れ線図のこう配が、高温側で特異な傾向を示すことに対して、内部酸化が関係していると述べたが、ここに示すマイクロ写真は、こうした現象を裏付けている。

HK40と25Cr-35Niの内部酸化の程度を比較すると、HK40の場合、試験片表面が全体的に酸化され、き裂の数も多く、表面からのき裂は幅が広く、き裂内部の酸化物も多く、進展は蛇行(だこう)して途中で枝分かれする傾向がある。図中(b)は、その一例である。25Cr-35Niの場合は、試験片の外表面酸化の程度が軽くて、き裂は数が少なく、細長く直進し枝分かれはほとんど観察されない。

台形波の場合は、図中(c)より明らかなように、セルの境界における酸化が著しい。特に、HK40では、板厚の大半にわたってセル境界が酸化され粒界が著しく損傷されている。台形波の損傷は、高ひずみ保持によるクリープ損傷とともに、長時間にわたることから、酸化などの環境効果が大きいと述べたが、特に、熱疲れ試験の上限温度保持では、三角波と比べこうした効果が大きく、この図はそれを裏付けている。

#### 4 結 言

クリープ域で変動応力を受ける場合の損傷評価には、動クリープとして、クリープ面から検討する方向と低サイクル疲れの面から検討する方向があり、われわれは、この両面からの研究を進めているが、ここでは、ひずみ制御形熱疲れ試験の結果を中心として述べ、クリープに対しては保持の効果として述べた。なお、動クリープ面からの検討結果については、別の機会に紹介したいと考えている。

本研究にあたっては、バブコック日立株式会社呉工場の吉岡工場長、同呉研究所林所長に多大なご援助と激励をいただいた。ここに厚くお礼申し上げる。

#### 参考文献

- (1) 丸山ほか：機械学会講演論文集 No.720-1 (昭47-4)
- (2) L.F.Coffin, Jr. : G.E. Technical Information Series 72 CRD 135 (Apr. 1972)
- (3) L.F.Coffin, Jr. : Trans. ASME, 76, 923-930 (1954)
- (4) S.S.Manson : NASA (1966)
- (5) R.W.Randgraf : ASTM Spec. Tech. Publ. 467 (1970)
- (6) Interpretation of ASME Boiler and Pressure Vessel Code, Case 1331-5 (Aug. 1971)
- (7) 丸山ほか2 : 機械学会講演論文集 No.720-9 (昭47-8)
- (8) D.A.Spera : NASA Technical Memorandum, NASA TMX-52558 (Mar. 1969)
- (9) J.B. Conway et al : GEMP-702 (Jun. 1969)
- (10) C.J.McMahon : Metallurgical Transactions Vol.1 (Dec. 1970)