

コバルト基鍛造合金のクリープ破断特性におよぼす粒界のジグザグ化の影響

田中 學*・飯塚 博*・葦原 文夫*²

Effect of Serrated Grain Boundaries on Creep-rupture Properties of a Wrought Cobalt-base Alloy

Manabu TANAKA, Hiroshi IIZUKA and Fumio ASHIHARA

Synopsis:

Effect of serrated grain boundaries on the creep-rupture properties of a wrought cobalt-base HS-21 alloy are investigated in the temperature range from 1 089 K (816°C) to 1 311 K (1 038°C). The strengthening mechanism of serrated grain boundaries is then discussed based on the authors' grain-boundary fracture model, in which the recovery effect by diffusion of atoms is taken into account. Specimens with serrated grain boundaries showed higher creep-rupture strength and larger rupture ductility than those with normal straight grain boundaries. Especially, large difference in the rupture ductility occurred at the lower temperatures. A ductile grain-boundary fracture was observed on the specimens with serrated grain boundaries, but typical grain boundary facets were found in specimens with straight grain boundaries, except high-temperature low-stress conditions. The results of the theoretical discussions based on the model suggested that the strengthening effect of serrated grain boundaries is correlated to the change in the creep-fracture mechanism of specimens with the creep-rupture test conditions.

Key words: creep; cobalt-base HS-21 alloy; serrated grain boundaries; straight grain boundaries; creep-rupture strength; rupture ductility; grain-boundary fracture; fracture mechanism; grain-boundary fracture model.

1. 緒 言

比較的多量(約 0.25 mass%)の炭素を含むコバルト基 HS-21 では、熱処理によっては粒界反応型析出が起こることがある^{1)~5)}。HOFFMAN と ROBARDS²⁾ は、HS-21 鋳造材のガスタービン翼について、1 089 K における破断寿命の改善が、熱処理によって生じた層状組織(粒界反応型析出)に関連することを報告している。しかし、飯塚ら⁶⁾ は HS-21 鍛造材について、多量の粒界反応型析出は 1 089 K でのクリープ破断延性を向上させるものの、破断強度を低下させることを明らかにした。この合金では、粒界が十分にジグザグ化する粒界反応量(面積率)約 7% で、これに多量の粒内析出が共存するときにクリープ破断強度の改善効果が最も大きい⁶⁾。同様の結果はオーステナイト系の 21Cr-4Ni-9Mn 耐熱鋼についても得られている⁷⁾。粒界のジグザグ化によるクリープ破断強度改善の機構については、これまでにもいくつかの合金で検討されており^{8)~13)}、粒界のジグザグ化に

よって粒界すべりが抑制される¹¹⁾とともに、すべる粒界長さの減少によって粒界三重点での応力集中が低下して粒界破壊が遅滞すること^{8)~10)}、き裂がジグザグ状粒界を伝ばするときにき裂が屈曲し、応力拡大係数が減少してき裂伝ば速度が低下すること^{12)14)~16)}、延性的な粒界破壊が生じること⁷⁾¹⁰⁾、およびき裂の伝ば経路が粒界のジグザグ化で長くなること¹⁶⁾が強化のおもな原因と考えられている。しかし、21Cr-4Ni-9Mn 鋼においては、試験温度が 1 173 K (900°C) 以上では原子拡散による回復が活発になり、ジグザグ状粒界と直線状粒界の試料の両方で、973 K (700°C) 付近でみられる粒界三重点での破壊から r 型空洞の生成による粒界破壊へとクリープ破壊機構が変化する¹¹⁾。このため、従来の強化機構だけでは強化の原因を十分に説明できない。

そこで、本研究では HS-21 の鍛造材を用いて、1 089 K (816°C) から 1 311 K (1 038°C) までの広い温度範囲でクリープ破断試験を行い、クリープ破断特性におよぼす粒界ジグザグ化の効果を調べた。そして、クリープ

昭和 63 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 63 年 12 月 28 日受付 (Received Dec. 28, 1988)

* 秋田大学鉱山学部 工博 (Mining College, Akita University, 1-1 Tegatagakuenmachi Akita 010)

*2 秋田大学鉱山学部 (Mining College, Akita University)

Table 1. Chemical composition of HS-21 alloy used (mass%).

Material	C	Cr	Ni	Mo	Si	Mn	Fe	B	W	P	S	Co
HS-21	0.27	26.71	2.37	5.42	0.59	0.64	0.09	0.003	—	<0.005	0.007	Bal.

破断強度と破断延性におよぼす粒界ジグザグ化の効果およびその温度依存性について、これまで明確ではなかったクリープ破壊機構との関連に着目して検討を行った。

2. 供試材および実験方法

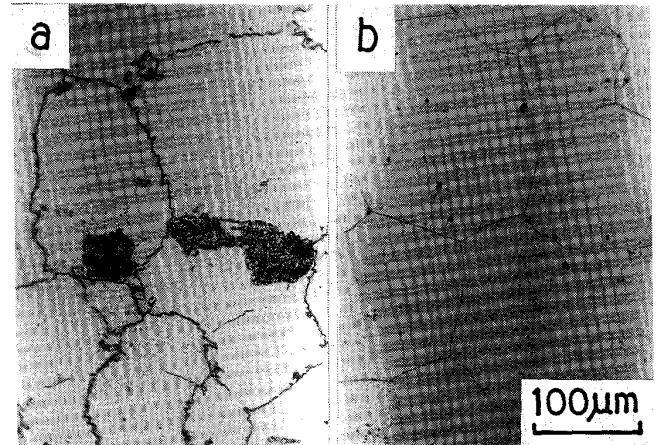
Table 1 に本研究で用いたコバルト基 HS-21 の化学成分を示す。この合金の 30 kg インゴットを 1423 K (1150°C) で熱間鍛造して直径 16 mm の丸棒とした。ジグザグ状粒界をもつ試料 (以後試料 S (Specimen S) と略記する) は、この素材を 1523 K (1250°C) で 3.6 ks の加熱後、1323 K (1050°C) まで炉中冷却したのち水冷して得た。比較材として、1523 K (1250°C) で 3.6 ks の加熱後水冷した粒界が直線的な試料 (以後試料 N (Specimen N) と略記する) を用いた。これらの試料を直径 6 mm, 標点距離 30 mm のつば付平滑丸棒試験片に加工した。

クリープ破断試験は 1089 K (816°C) から 1311 K (1038°C) の温度範囲において大気中で、試験片を各試験温度で 10.8 ks 保持したのち荷重を負荷して行った。クリープ破断した試験片の微細組織と破面は、それぞれ、光学顕微鏡と走査型電子顕微鏡を用いて観察した。微細組織観察用の試料は、アルミナ粉末を用いてバフ研磨を行ったのち、10% クロム酸水溶液によって電解腐食した。さらに、透過型電子顕微鏡によってこれらの試料に生じた析出物の種類を調べた。

3. 実験結果

3.1 クリープ破断特性

Photo. 1 にジグザグ状粒界をもつ試料 S と直線状粒界の試料 N の光顕組織を示す。試料 S (Photo. 1 a) では $M_{23}C_6$ の粒界析出によって粒界はジグザグ化しているが、試料 N には粒界析出がみられない (Photo. 1 b)。クリープ破断特性は試験片の粒界形状だけでなく、粒内硬さにも影響される¹⁰⁾ ので、クリープ破断特性への粒界形状だけの影響を議論することは困難である。そこで、まず、クリープ破断試験片の保持条件と同じ時効処理を施した試料の粒内硬さを調べた。Fig. 1 に各試料の粒内硬さを示す。HS-21 は固溶体でも粒内硬さが約 320 HV と高い。本合金では時効によって粒内の転位上あるいは積層欠陥上に $M_{23}C_6$ が析出する⁵⁾⁶⁾ ため、ジグザグ状粒界をもつ試料 S、直線状粒界の試料 N とともに、荷



a : Specimen S (Furnace-cooled to 1323 K after solution-heating for 3.6 ks at 1523 K and finally water-quenched) b : Specimen N (Water-quenched after solution-heating for 3.6 ks at 1523 K)

Photo. 1. Microstructures of heat-treated HS-21 alloy.

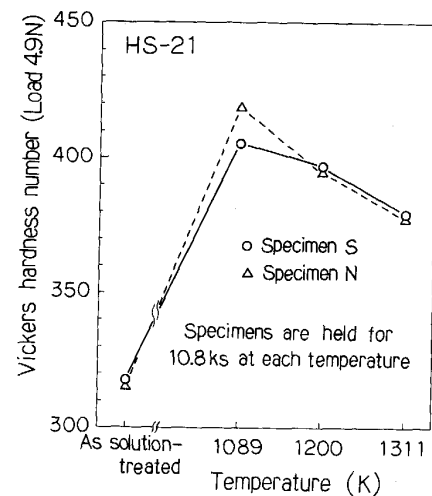


Fig. 1. Matrix hardness of specimen S and specimen N after 10.8 ks holding at 1089 K or 1311 K.

重負荷前の 10.8 ks の高温保持で粒内硬さは 380 HV 以上に上昇する。硬さは温度が低いほど高いが、1089 K で試料 N が試料 S よりもわずかに硬さが高い場合は、両者の硬さの差はほとんどない。硬さが粒内における炭化物の析出密度と相関していると考えれば、クリープ荷重負荷前の各試験温度における、試料 S と試料 N の粒内強度はほぼ等しいと考えられる。

Fig. 2 に HS-21 の応力-破断時間曲線を示す。どの試験温度においても、ジグザグ状粒界をもつ試料 S は

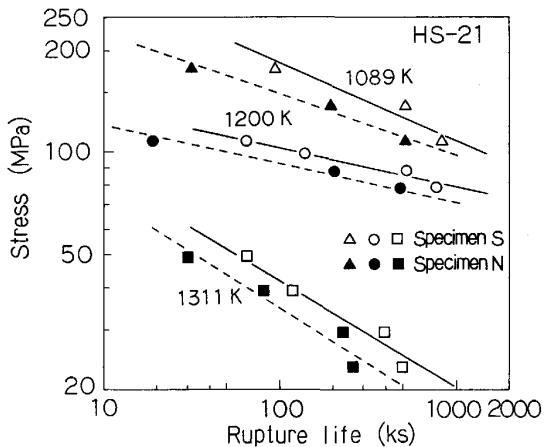


Fig. 2. Rupture lives of specimen S and specimen N.

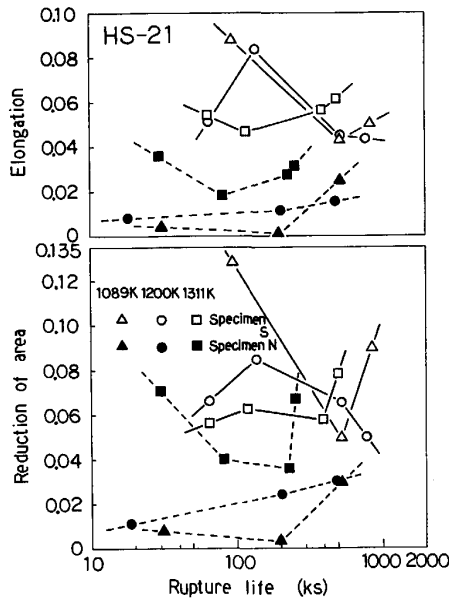


Fig. 3. Creep ductility of specimen S and specimen N.

直線状粒界の試料 N に比べて、約 2 倍かそれ以上破断寿命が長い。たとえば、1089 K、137 MPa での破断寿命は、試料 N では約 205 ks であるが、試料 S では約 522 ks である。また、粒界のジグザグ化による強化は、1200 K 以上の高温においても大きいことがわかる。Fig. 3 にクリープ破断延性と破断時間の関係を示す。とくに低温高応力側において、粒界のジグザグ化により破断伸びおよび絞りは著しく増加する。試験温度の上昇とともに試料 N の延性も増加するため、試料 S と試料 N の破断延性の差は相対的に減少する。しかし、1311 K における試料 S の破断伸びは試料 N の約 2 倍である。

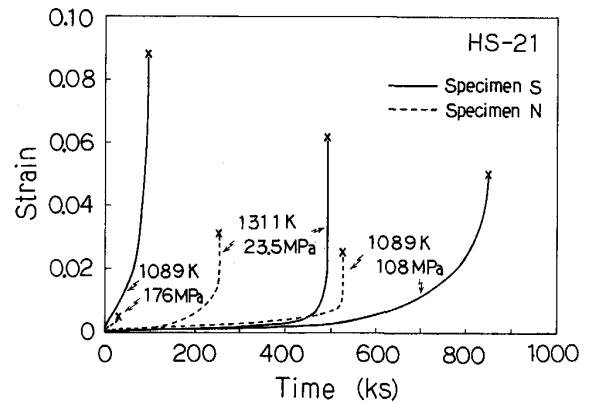


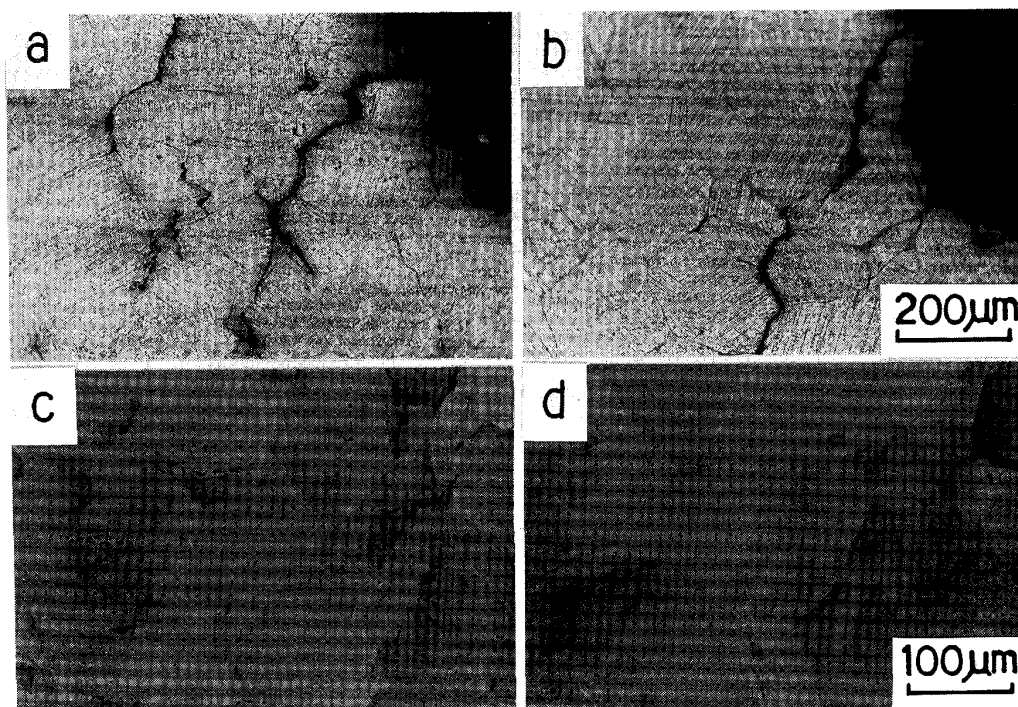
Fig. 4. Examples of creep curves of specimen S and specimen N.

Fig. 4 に代表的なクリープ曲線を示す。本研究に用いた HS-21 は 1089 K から 1311 K の温度範囲で、両試料とも定常クリープ域に比べ加速クリープ域は長い。また、低温高応力側で、試料 S と試料 N の破断延性の差が大きい。粒界のジグザグ化は比較的単純な熱処理によって行えるため、1300 K を超える超高温における超合金多結晶の強度特性を改善するうえで、有効で経済的な方法になり得ると考えられる。

3.2 クリープ破断材の微細組織と破面

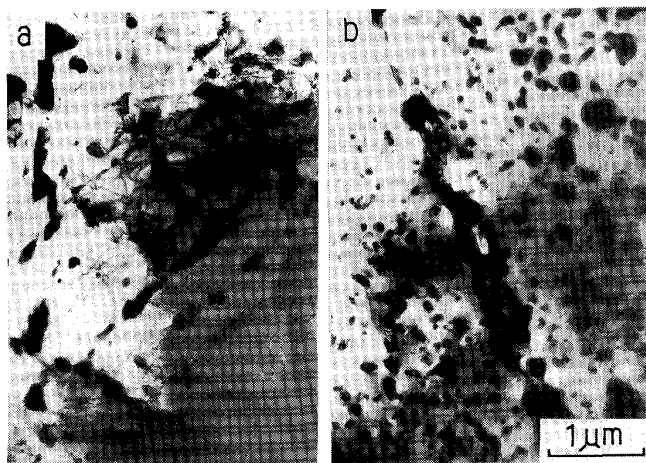
Photo. 2 に 1089 K、108 MPa でクリープ破断させた試験片の破断部付近の顕微鏡組織と破面の二次電子像を示す。引張方向は顕微鏡写真の横方向である。試料 S、N とも破面付近の粒界に多数の微小な裂が観察される (Photo. 2 a, b)。また、両者において、非常に微細な粒内析出が生じている。試料 S の破面にはジグザグ状粒界に対応した小さな段やディンプルが観察される (Photo. 2 c) が、試料 N の破面は典型的な粒界破面である (Photo. 2 d)。このような破面の外観は 1200 K においても同様であった。Photo. 3 は 1089 K、137 MPa でクリープ破断させた試料 S と試料 N の薄膜試料の透過電顕写真である。両試料の粒内には微細な析出物がみられる (Photo. 3 a, b)。また、試料 N では粒界にも 0.3 μm 程度の微小な析出物が生じている (Photo. 3 b)。電子線回折の結果、これらの析出物はいずれも M_{23}C_6 と同定された。

Photo. 4 に 1311 K、29.4 MPa でクリープ破断させた試験片の顕微鏡組織と破面の二次電子像を示す。引張方向は顕微鏡写真の横方向である。Photo. 2 の場合と同様に、試料 S と試料 N の両者において微小な裂と微細な粒内析出物が観察される (Photo. 4 a, b)。また、酸化のために明確ではないが、両者の破面においてディンプルがみられる (Photo. 4 c, d)。



a, c : Specimen S b, d : Specimen N

Photo. 2. Microstructures and fracture surfaces of specimen S and specimen N ruptured under a stress of 108 MPa at 1089 K.



a : Specimen S b : Specimen N

Photo. 3. Transmission electron micrographs of thin foils of specimens ruptured under a stress of 137 MPa at 1089 K.

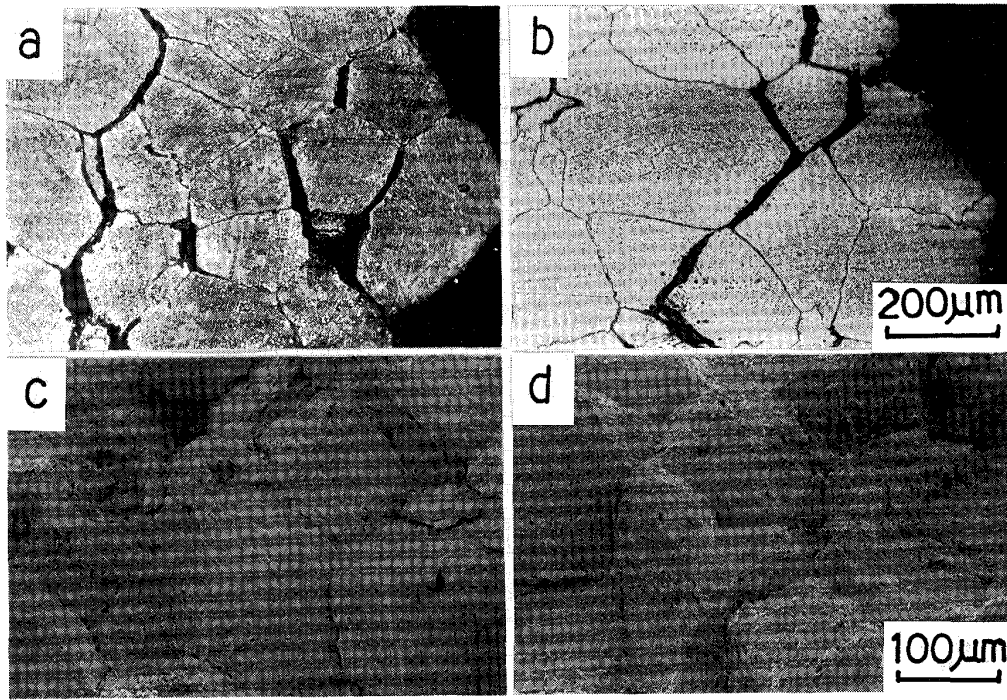
4. 考 察

4.1 粒界破壊の機構について

従来の研究では粒界のジグザグ化によるクリーブ破断強度改善のおもな原因として、つぎのことが考えられている。(1)粒界のジグザグ化による粒界すべりの抑制と、

すべる粒界長さの減少にともなう粒界三重点での応力集中の低下によって粒界き裂の発生が遅滞する^{8)~11)}。(2)粒界き裂がジグザグ状粒界を伝ばするときにき裂の屈曲が起こり、応力拡大係数が低下することによって粒界き裂の伝ば速度が低下する(幾何学的効果)^{12)14)~16)}。(3)粒界のジグザグ化によって延性的な粒界破壊が生じる⁷⁾¹⁰⁾。(4)粒界き裂の伝ば経路が粒界のジグザグ化により長くなる¹⁶⁾。

一方、クリーブ破断試験条件の変化とともにクリーブ破壊の機構も変化する。たとえば、Nimonic 90¹⁷⁾ および SUS304 鋼¹⁸⁾ においては粒界破壊は、低温・高応力では w 型き裂が粒界三重点に発生し、これらの成長と合体によって起こるが、高温・低応力では粒界に r 型空洞が形成され、成長・合体することによって起こる。21Cr-4Ni-9Mn 鋼においても、973 K では 196 MPa~294 MPa の応力において、試料の粒界形状によらず w 型き裂が粒界三重点に発生し、一方、1173 K 以上では 63.7 MPa 以下の応力で r 型空洞が形成された¹¹⁾。本研究の HS-21 においては、Photo. 2, 4 からわかるように、ジグザグ状粒界をもつ試料 S では、高温では r 型空洞やこれが合体したと思われる丸みを帯びたき裂がみられるが、試験温度による破面様相の変化は少なく、延性的な粒界破壊が支配的である。一方、直線状粒界の試料



a, c : Specimen S b, d : Specimen N

Photo. 4. Microstructures and fracture surfaces of specimen S and specimen N ruptured under a stress of 29.4 MPa at 1311 K.

Nでは1200 K以下において、破壊は粒界三重点でのw型き裂の発生とその成長によって起こるが、1311 Kの低応力ではディンプルが生じた延性的な破面になり、破断延性も増加する。この試験条件では粒界破壊はr型空洞の発生と成長に支配されると考えられる。

4.2 粒界のジグザグ化と粒界破壊の機構との関連

前節で述べた試験温度と応力による粒界破壊機構の変化は、高温ほど原子拡散が活発なため粒界すべりによる粒界三重点での応力集中が低下し、そこでのき裂発生が遅延したり起こりにくくなるためと考えられる。ジグザグ状粒界の試料Sでは直線状粒界の試料Nに比べて、より低温・短時間クリーブにおいてこのような破壊機構の変化が起こると予想される。著者らは前報¹³⁾でジグザグ状粒界と直線状粒界の試料について、原子拡散による回復を考慮した、粒界すべりによる応力集中に基づく粒界三重点でのき裂発生モデルを提案した。本節ではこのモデルを用いて、各試料における粒界破壊機構の試験条件による変化を調べ、粒界のジグザグ化による強化との関連について検討した。

ジグザグ状粒界の試料Sおよび直線状粒界の試料Nについて、時間 t_i で粒界三重点にき裂が発生するための臨界クリーブ速度 $\dot{\epsilon}_c$ は次式によって与えられる¹³⁾。

$$\dot{\epsilon} > \dot{\epsilon}_c = C\sqrt{3\gamma(1-\nu)L}/(\pi\mu b^2) / \{1 - \exp(-Ct_i)\} \dots\dots\dots(1)$$

ここで、 γ は有効表面エネルギーで、表面エネルギー γ_s 、粒界エネルギー γ_{GB} を用いて、 $\gamma = \gamma_s - \gamma_{GB}/2$ と表される。 L はすべりが起こる粒界長さの半分あるいはジグザグ状の粒界部分の長さの半分、 μ は剛性率、 ν はポアソン比、 b はバーガース・ベクトルの大きさである。また、 C は粒界すべりによる粒界三重点での応力集中が、原子拡散によって低下するときの緩和時間の逆数であり、粒界拡散が支配する回復過程では、 C を C_b とにおいて文献13)から

$$C_b = \pi\mu D_{GB} \Omega \delta / \{96(1-\nu)L^3 kT\} \dots\dots\dots(2)$$

体積拡散が支配する場合は、 C を C_v として¹³⁾

$$C_v = \pi\mu D_v \Omega / \{24(1-\nu)L^2 kT\} \dots\dots\dots(3)$$

ここで、 D_{GB} と D_v は、それぞれ、粒界拡散係数および体積拡散係数、 δ は粒界拡散の経路の幅で $2b$ 程度、 Ω は原子容、 T は絶対温度、 k はボルツマン定数である。 $C_b > C_v$ のときに粒界拡散が回復過程を支配することになるので、(2)、(3)式から、次式のように各試料の L が臨界値 L_c より小さいときに粒界拡散が回復を支配する。

$$L < L_c = D_{GB} \delta / (4D_v) \dots\dots\dots(4)$$

Table 2. Physical constants used for the calculations of the relaxation time.

Temperature (K)	Grain-boundary diffusion coefficient of C_o , D_{GB} (m^2/s) ²⁰⁾	Volume diffusion coefficient of C_o , D_v (m^2/s) ²⁰⁾	Rigidity of Stellite 6B, μ (MPa) ^{19)*}	Poisson's ratio of Stellite 6B ^{19)*}
1 089	5.2×10^{-12}	7.1×10^{-18}	6.9×10^4	0.32
1 200	2.7×10^{-11}	1.0×10^{-16}	6.4×10^4	0.32
1 311	1.2×10^{-10}	9.1×10^{-16}	6.0×10^4	0.32

$$\Omega = 6.71 \times 10^{-6} m^3 \text{ 21)} \quad \delta \approx 2b \approx 5.0 \times 10^{-10} m \text{ 21)}$$

L is $1.0 \times 10^{-5} m$ for specimen S and $3.75 \times 10^{-5} m$ for specimen N.

* Extrapolated values

Table 3. The relaxation time of the recovery controlled by grain-boundary diffusion (τ_b) or volume diffusion (τ_v) and the critical length of sliding boundary (L_c).

Temperature (K)	Relaxation time (ks)		L_c (m)
	Specimen S	Specimen N	
1 089	$(\tau_b)=150$	$(\tau_v)=8\ 200$	9.2×10^{-5}
1 200	$(\tau_b)=35$	$(\tau_v)=1\ 700$	3.4×10^{-5}
1 311	$(\tau_b)=9.4$	$(\tau_v)=2\ 10$	1.7×10^{-5}

それぞれの場合の緩和時間を $\tau_b=1/C_b$, $\tau_v=1/C_v$ とすると, これらの値は著しい拡散による回復が生じる目安を与える. 本研究の HS-21 では Fig. 4 に示したように定常クリープ域が相対的にかなり短いため, (1)式から $\dot{\epsilon}_c$ の値を求めても無意味である. そこで, (2), (3)式を用いて緩和時間 τ_b と τ_v を求めて, 試料 S と試料 N のクリープ破壊におよぼす回復の影響を検討することにする. HS-21 については上述の物性値は不明なので, 剛性率とポアソン比はステライト 6B の値¹⁹⁾の外挿値を, 他の物理定数はコバルトの値²⁰⁾²¹⁾を用いて, 試料 S と試料 N の緩和時間を求めた. Table 2 に計算に用いた物理定数と L の値をまとめて示す. また, 各試料の緩和時間と L の臨界値 L_c を Table 3 に示す. 原子拡散による回復は速い方 (C_b か C_v のいずれか大きい方) の過程に支配される. 表より試料 S については $L=1.0 \times 10^{-5} m$ であるので, 1 089 K~1 311 K において (4)式が成立するため粒界拡散支配である. 試料 N については $L=3.75 \times 10^{-5} m$ であるので, 1 089 K では (4)式が成立し粒界拡散支配であるが, 1 200 K 以上では粒内拡散支配である. したがって, 緩和時間は小さい方の値だけを示している. ジグザグ状粒界の試料 S では, 1 089 K でも緩和時間は $\tau_b=150$ ks と短く, 回復の影響が著しい. このため, 1 089 K で高応力の 176 MPa を除いた, 他のすべての試験条件で粒界三重点での破壊は起こりにくく, r 型空洞の形成による粒界破壊が支配的と考えられる. 一方, 直線状粒界の試料 N では 1 089 K においては $\tau_b=8\ 200$ ks, 1 200 K では $\tau_v=1\ 700$ Ks で本研究の試験時間よりもかなり長く, 回復

の影響がほぼ無視できるので, 粒界破壊の機構が異なる 1 311 K の低応力側を除けば, 粒界三重点でのき裂生成による破壊が支配的と考えられる. このことは, 1 200 K 以下では試料 N の破断延性が試料 S に比べて, 相対的にかなり小さいことからわかる (Fig. 3). すなわち, 粒界のジグザグ化による強化は, 1 089 K の高応力側では従来の強化機構で説明できるが, それ以外の試験条件では原子拡散による回復が著しいため, ジグザグ状粒界の試料 S では粒界三重点での破壊が起こりにくくなり, 直線状粒界の試料 N とは異なった破壊機構が支配的になることに関係する.

4.3 超高温での粒界ジグザグ化の強化機構について

1 311 K の低応力側では直線状粒界の試料 N においても, ジグザグ状粒界の試料 S と同様に r 型空洞の生成による破壊が起こる. また, 破断延性も回復の影響を受けて増加する. それにもかかわらず, クリープ破断試験の結果をみると, 粒界のジグザグ化による強化が依然として有効であることがわかる. これについてはつぎのように考えられる. すなわち, r 型空洞が生じて, 粒界すべり²²⁾ および原子拡散²³⁾ によってそれらが成長し合体して破断に至る過程で, ジグザグ状粒界の試料 S では粒界すべりが抑制されるほか空洞の伝ば経路が複雑であるため, 直線状粒界の試料 N よりも空洞の成長・合体が困難となり, 破断寿命が長くなると考えられる.

5. 結 言

コバルト基 HS-21 耐熱合金鍛造材を用いて 1 089 K から 1 311 K の温度範囲でクリープ破断試験を行い, 粒界のジグザグ化によるクリープ破断特性の改善を調べた. そして, その強化機構について, 著者らの原子拡散を考慮した粒界三重点での破壊モデルを用いて検討した. 以下に得られた結果を要約する.

(1) HS-21 のクリープ破断特性は粒界のジグザグ化によって改善された. ジグザグ状粒界をもつ試料のクリープ破断強度は, どの試験条件においても直線状粒界の試料のそれよりも高かった. また, クリープ破断延性は粒界のジグザグ化によってかなり向上した. ジグザグ

状粒界をもつ試料では、破面には小さな段やディンプルが観察されたが、直線状粒界の試料では高温の 1311 K を除き、典型的な粒界破面が支配的であった。

(2)ジグザグ状粒界の試料では 1089 K の高応力側では直線状粒界の試料と同じく、粒界三重点での w 型き裂生成による粒界破壊が生じるが、その他の試験条件では r 型空洞の生成による粒界破壊が支配的となる。すなわち、本研究の大部分の試験条件下では、粒界ジグザグ化による強化は、このようなクリーブ破壊機構の変化に関係している。

(3)ジグザグ状粒界の試料および直線状粒界の試料のいずれにおいても、r 型空洞の生成による粒界破壊が支配的となる 1311 K の低応力側でも、粒界ジグザグ化による強化が有効である。これはジグザグ状粒界の試料では粒界すべりが抑制されるほか空洞の伝ば経路が複雑なため、直線状粒界の試料よりも空洞の成長・合体が困難であることによる。

最後に、本研究の供試材の大部分を御提供いただいた、三菱金属株式会社後藤博康氏に謝意を表します。

文 献

- 1) C. YAKER and C. A. HOFFMAN: NACA Technical Note No. 2320 (1951)
- 2) C. A. HOFFMAN and C. F. ROBARDS: NACA Technical Note No. 2513 (1951)
- 3) N. J. GRANT and J. R. LANE: Trans. ASM, **41** (1949), p. 95
- 4) J. W. WEETON and R. A. SIGNORELLI: Trans. ASM, **47** (1955), p. 815
- 5) R. N. TAYLOR and R. B. WATERHOUSE: J. Mater. Sci., **17** (1983), p. 3265
- 6) 飯塚 博, 田中 學: 鉄と鋼, **71** (1985), p. 727
- 7) 田中 學, 宮川大海, 坂本庸晃, 藤代 大: 鉄と鋼, **65** (1979), p. 939
- 8) 山崎道夫: 日本金属学会誌, **30** (1966), p. 1032
- 9) 小林光征, 宮川大海, 嵯峨卓郎, 藤代 大: 鉄と鋼, **58** (1972), p. 751
- 10) 山本 優, 宮川大海, 小林光征, 藤代 大: 鉄と鋼, **63** (1977), p. 1848
- 11) M. TANAKA, H. IIZUKA and F. ASHIHARA: Trans. Iron Steel Inst Jpn., **28** (1988), p. 129
- 12) M. TANAKA, H. IIZUKA and F. ASHIHARA: J. Mater. Sci., **23** (1988), p. 3827
- 13) 田中 學, 飯塚 博: 日本機械学会論文集 A, **53** (1987), p. 483
- 14) 北川英夫, 結城良治: 日本機械学会論文集 A, **41** (1979), p. 1641
- 15) 石田 誠: 日本機械学会論文集 A, **45** (1979), p. 306
- 16) S. SURESH: Metall. Trans. A, **14** (1983), p. 2375
- 17) D. MCLEAN: J. Inst. Met., **85** (1956-57), p. 468
- 18) 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
- 19) 技術試料, 金属材料の弾性係数 (1980), p. 158 [日本機械学会]
- 20) P. ギラルダンク著, 平野賢一, 岡田 健訳: 拡散入門 (1984), p. 73 [共立出版]
- 21) 幸田成康: 金属物理学序論 (1978), p. 46 [コロナ社]
- 22) 堀内 良, 大塚正久: 日本金属学会会報, **22** (1983), p. 293
- 23) D. HULL and D. E. RIMMER: Phil. Mag., **4** (1959), p. 673