講 義

耐熱鋼溶着金属のクリープ特性*

応 和 俊 雄**

Creep Properties of the Heat-Resisting Steel Weld Metals*

By Toshio Ohwa**

内 容

1. 緒 言
2. クリープの関係式と機構
 - i) 遷移クリープ
 - ii) 定常クリープ
 - iii) 第三次クリープ
 - iv) クリープ特性
3. クリープに影響する因子
 - i) 合金元素の影響
 - ii) 熱処理の影響
 - iii) 組織の影響
4. 溶着金属のクリープ特性
 - i) フェライト系 Cr-Mo 耐熱鋼溶着金属
 - ii) オーステナイト系ステンレス鋼溶着金属
5. 結 言

1. 緒 言

クリープのもっとも一般的な定義は「固体に外力を加えた場合、その応力が降伏点に達していないときでも時間の増加に伴って塑性変形が生ずる現象」である。しかし、外力がつねに変動しているときにはクリープ現象の正確な把握が困難となるから試験には一定の応力を加え、また、温度が高いほどこの現象がはっきりしてくるので、実用性を考慮したある程度の高温で試験をするのがふつうである。

クリープはあらゆる温度でおこるが、工業的に重視されるのは高温構造用材料に関するものであり、溶着金属としては耐熱用とされているもの、すなわち、Cr-Mo 系低合金鋼溶着金属、オーステナイトあるいはマルテンサイト系ステンレス耐熱鋼溶着金属、さらに超合金溶着金属などのクリープ特性が重視される。前二者について

のクリープ特性の調査結果に比して超合金溶着金属に関するものはまだ比較的少ないようである。

高温におけるクリープには変形に伴う加工硬化と同時に回復、再結晶、拡散、相変化など種々の過程が組合わさって生ずるので一般に複雑な現象を示すのが通常である。

本講義の内容としては、クリープに関する一般論として金属のクリープ現象の説明のために与えられている関係式と機構の概要を述べ、溶着金属のクリープ特性に影響をおよぼす因子について考察し、最後に各種溶着金属について求められている実験結果を述べたいと思う。

2. クリープの関係式と機構

一般に金属のクリープ曲線は変形量 (ϵ) と時間 (t) との関係を表わすものであって、その代表的な形状は図一のように示される。図の a は負荷した直後の瞬間伸びであり、主として弾性的な変形である。I はクリープ

図一 代表的なクリープ曲線

率 $\dot{\epsilon} (= d\epsilon/dt)$ が時間の経過につれてしだいに減少してゆく遷移クリープ (第一次クリープ)、II は一定、かつ最小値のクリープ率を示す定常クリープ (第二次クリープ)、III はクリープ率がしだいに増大し、試片の断面収縮による応力増加が生じてついに破断するにいたる第三次クリープの過程である。

クリープ率は温度や応力にいちじるしく影響されるも

* 原稿受付 昭和38年7月30日

** 正員 神戸製鋼所 Member, Kobe Steel Works, Ltd.

図-2 応力あるいは温度のクリープ曲線の形状におよぼす影響

のであり、温度が高いほど、また、応力が大きいほどクリープ率は大きくなるのが通常である。図-2のAを中間の応力状態あるいは温度の場合のクリープ曲線とする。もし、試験応力あるいは温度が高すぎれば曲線Cのように明瞭な定常クリープ部分は現われず、また、逆に低いと曲線Bのように第三次クリープ段階が発生しないで試片はいつまでも破断せず、また、定常クリープ率も小さな値を示す。

i) 遷移クリープ

遷移クリープ過程における変形率 $\dot{\epsilon}$ と時間 t との関係はAおよび n ($0 < n \leq 1$) を常数とすれば

$$\dot{\epsilon} = At^{-n} \quad \dots\dots\dots(1)$$

によって実験結果がよく表わされることが知られている¹⁾。

$n=1$ のときは(1)を積分すれば

$$\epsilon = a \log t \quad \dots\dots\dots(2)$$

という対数型クリープの形になり(a は常数)、これは一般に低応力、低温度でのクリープによく合致する。

いっぽう、応力や温度が高く、 $\dot{\epsilon}$ が大きいときには $n=2/3$ の場合が多く、同様に積分すれば β を常数として

$$\epsilon = \beta t^{1/3} \quad \dots\dots\dots(3)$$

というアンドレードのクリープの法則が得られる。

しかし、中間的な応力、温度のときには、これら両式を組合わせた形の

$$\epsilon = a \log t + \beta t^{1/3} \quad \dots\dots\dots(4)$$

が成立つことも確認されている。

遷移クリープは比較的かんたんな機構によって説明できる。通常、金属中の転位は析出物や溶質原子の雰囲気などによって移動を妨げられているが、高温で応力を加えると熱運動により動きやすい条件にある転位から順にこれらの析出物を乗り越え、また、雰囲気の束縛から脱出して動いていりをおこす。しかし、一度動いてしまうと二度とは動けないようになるとすれば、動ける可能性のある転位の数は次第に減少してゆくからクリープ率は次第に小さくなってゆく。この機構は転位がしだい

図-3 純鉄の遷移クリープ過程に生じた Sub-boundary ($\times 1800$) μ

に費消されて消耗してゆくという考えかたである^{2,3)}。

一度を起した転位は障害物や粒界に堆積される。

図-3は600°Cでクリープさせた純鉄の遷移クリープ過程(歪9%)にみられた sub-boundary (矢印)の形成を示すものであり、亡った転位の堆積によって sub-boundary が形成されたものである⁴⁾。

ii) 定常クリープ

この段階では第一近似的に、一定かつ最小のクリープ率を示し、長時間にわたって継続するので金属のクリープ特性をきめる重要な因子とみられている。

この段階では歪と時間との関係は κ を常数として

$$\epsilon = \kappa t \quad \dots\dots\dots(5)$$

で表わされる。

定常クリープにおける変形率の温度、あるいは応力(σ)依存性は、それぞれ

$$\dot{\epsilon} = K_1 \exp(-U/kT) \quad \dots\dots\dots(6)$$

$$\dot{\epsilon} = K_2 \exp(q\sigma/kT) \quad \dots\dots\dots(7)$$

によって表わされる。ここに K_1, K_2, U, q は常数、 k はボルツマン常数、 T は絶対温度である。

応力が小さいときには

$$\dot{\epsilon} = K \exp[-(U - q\sigma)/kT] \quad \dots\dots\dots(8)$$

が成立つ。

しかし、(8)式よりも

$$\dot{\epsilon} = A \exp(-H/kT) \sinh(q\sigma/kT) \quad \dots\dots\dots(9)$$

(ただし、 A, H は常数)のほうが正確であるといわれている。式(9)で $(q\sigma/kT)$ の値がある程度大きいときには

$$\sinh(q\sigma/kT) \approx \exp(q\sigma/kT)$$

となるから、式(8)の形になってしまう。

表—1 クリープと自己拡散の活性化エネルギーの値の比較

物 質	クリープの活性化エネルギー (cal/mol)	自己拡散の活性化エネルギー (cal/mol)
Fe	78,000	73,000
Au	50,000	52,000
Cu	44,000	48,000
Al	36,000	33,000
Zn	26,000	{20,400—c 軸方向 31,000—c 軸方向に垂直}
Pb	21,000	28,000
In	16,500	17,900
Sn	21,000	{10,500—c 軸方向 5,900—a 軸方向}

また、応力の影響としてはこれらとは異なった形の式

$$\dot{\epsilon} = C\sigma^a \exp(-Q/kT) \quad \dots\dots\dots(10)$$

C, a は物質常数

Q は活性化エネルギー

も提唱されている。 Q はクリープの活性化エネルギーであるが、表—1 に示すように、この値は自己拡散の活性化エネルギーとほとんどひとしい値を示す⁶⁾。なお、この式が溶着金属のクリープに対しても適用されうことは確認されている⁶⁾。

ここでは活性化エネルギーのかんたんな求めかたを述べておこう。応力 σ は一定、試験温度 T_1 のときの定常クリープ率を $\dot{\epsilon}_1$ 、温度 T_2 のときを $\dot{\epsilon}_2$ とすれば式 (10) より

$$\dot{\epsilon}_1/\dot{\epsilon}_2 = \exp[(Q/k)(T_1^{-1} - T_2^{-1})] \quad \dots\dots(11)$$

図—4 クリープ試験中の温度上昇

となる。この式を用いれば Q が求められる。すなわち、図—4 に示すように、クリープ試験中に温度 T_1 における $\dot{\epsilon}_1$ を求め、ついで P 点で急速に温度を T_1 より約 20°C 程度高い温度 T_2 に上昇させる。しばらくは遷移クリープがみられるがそのつぎの段階では定常クリープ率 $\dot{\epsilon}_2$ が求められる。これは温度サイクルの方法⁷⁻⁹⁾といわれ、ただ1本の試片によって活性化エネルギーが求められる。したがって溶着金属のように不均質な材料には便利な方法である。

なお、活性化エネルギーの応力 σ への依存性の有無についてはいろいろと異見が表明されている¹⁰⁾。

定常クリープはかんたんにいえば、加工硬化過程と結晶回復過程とが釣り合った状態であると考えられる。加

工硬化は変形率によってはほとんど変化しないともてよいから、定常クリープ率は主として結晶の回復率によってきまってくる。

定常クリープの機構は複雑な過程の組合わせであり、転位の移動による変形以外に、空孔の流れによる変形、結晶粒界における粘性的流動ならびに結晶境界の移動による変形も生じている。

実際の金属材料は多数 ($10^6 \sim 10^9/\text{cm}^2$) の転位を含み、これらのなかのかかなりの部分は外部応力が加えられたときには多数の転位を増殖して塑性変形を生ぜしめる源 (フランク・リード源) として働く。したがって、クリープ変形によって転位密度が大となり、転位相互間の距離が小さくなるとたがいに力をおよぼしあって動きにくくなる。また、転位密度が大になると転位周辺に生ずる応力がフランク・リード源にも影響し、フランク・リード源がさらに転位を生成して変形を進行せしめようとするにはもっと大きな外力を必要とするようになる。これが加工硬化過程である。

つぎに回復過程であるが、温度が高くて空孔が移動できるようになると、その作用によって刃状転位は迂回面に垂直な方向への移動 (上昇運動) が可能となって、別の新しい迂回面上に移れるから、転位群は再配列し、また別の迂回面上にあった正負異符号の転位は合体消失するので転位密度は減少する。さらに、交叉して動けなくなっていたラセン転位も、交叉によって生じていた段違い (ジョグ) が空孔の作用によって消失させられるのでやはりこれも動きやすくなる。これが回復過程である。

空孔の流れによって生ずるクリープの状況はつぎのよ

図—5 応力下の粒内原子拡散

うに説明される。図—5 の ABCD が一つの結晶粒、矢印は作用している応力を表すものとすれば、粒内の点線矢印の方向に原子の拡散が助長されるように空孔は移動する。

図—5 から知られるように空孔の移動する距離は結晶粒の半径の程度であり、空孔の流れに起因するクリープ率を計算すると

$$\dot{\epsilon} = A\sigma D/d^2 \quad \dots\dots\dots(12)$$

図-6 鉛クリープ試片における粒界流動

ただし、 A は常数、 σ は外力、 D は自己拡散係数、 d は結晶粒平均直径、で表わされ、結晶粒が大きいほどクリープ率は小さいことがわかる。

結晶粒界の粘性流動によってクリープをおこすときは、付近の結晶粒内に沁りをおこすか、あるいは、空孔が発生して移動する、などの他の現象も付随して生じている。図-6 は鉛のクリープ中に認められた粒界移動の例であり、表面のケヤキ線のズレにより、図の右上方に生じている粒界流動が明らかに認められるであろう¹²⁾。

図-7 600°C で22%のクリープ歪を与えた純鉄 (×80)%

純鉄に22%のクリープ歪を与えた場合の顕微鏡組織を図-7に示す。この歪の約 $\frac{1}{2}$ 以下が粒自身の变形によるものであり、残りは粒界の剪断变形に帰せられる。粒界の黒くなっている部分は空孔が集合して形成された空所であり、粒界の剪断变形がいちじるしかったという結果である。

多結晶体の塑性变形には粒の变形と粒の沁り移動との二つの機構があり、表面における变形状態と内部の变形状態とは一般に異なっているため、表面状況の観察のみから内部の状況をも判断しようとするのは危険であるといわれている¹³⁾。

iii) 第三次クリープ

このクリープ段階は破断を伴う過程であるから重要ではあるけれども、試片にくびれが生ずるために応力状態が変化することが多い、などの理由によってまだ系統

的な調査はなされていないようである。この段階に入るとクリープ変形した結晶中にはすでに破断の過程が始まっている、と考えられる。

クリープ破断には二つの型がある。一つは延性破断であって試片の一部が局部的に大きく伸びてくびれて破壊する。破壊は粒内に生じ、短時間破断の場合によく見られる。他の一つの型は粒界破壊であり、結晶境界に沿ってならんでいる孔やクラックから破壊するのでくびれはほとんど生じない、長時間破断試片に多くみられる。クリープ率が非常に高くなければほとんど粒界破断である。

破断時間 t_f と定常クリープ率 $\dot{\epsilon}$ との関係は

$$t_f = (K/\dot{\epsilon})^m \quad \dots\dots\dots (13)$$

ただし、 K, m は常数 ($m \approx 1.0$)、で表わされる⁷⁾。

iv) クリープ特性

種々のクリープ機構のなかで、空孔の流れによるクリープは材料自身の拡散係数によるのであるから、少量の合金元素を添加してもほとんど影響されない。クリープ特性を向上させる目的で、クリープの主原因になっている粒界面積を減らすべく結晶粒を大きくすれば、逆に、粒内沁りによるクリープがいちじるしくなる。したがって、この問題は材質や使用条件によって適当に選択されねばならない。

結晶粒が大きいほどクリープ率が小さくなるという試験温度にはある下限臨界値 T_c があり、 T_c よりも低い温度では逆に結晶粒が小さいほどクリープ率が小さいという傾向も認められている。この理由は、高温では結晶粒が小さいほど空孔の流れによるクリープ（これはクリープ率が大きい）が優先し、低温では逆に抵抗の大きい（活性化エネルギーの大きい）粒内沁りによってクリープが支配されるからである。

合金元素の影響は主として粒内沁りによるクリープに現われる。侵入型溶質原子が転位周辺に雰囲気を形成して転位を動きがたくする効果（コットレル効果）や析出物の作用によって強度を増加させるものであれば、非常に微量の添加でも合金元素によるいちじるしい効果があげられる。

しかし、置換型溶質原子によるコットレル効果、あるいは化学的相互作用（面心立方金属中の刃状転位が二つの半転位となってある間隔離れて存在し、その間にある結晶の原子濃度が本来の面心立方とは異なるとき、このような濃度変化を生ぜしめる力をいう）による場合には、約10%以上の溶質原子を加えるのでなければそんなに効果は期待できない。

高温におけるクリープを阻止する能力は（大）析出硬化、化学的相互作用、置換型溶質原子によるコットレル

効果(小)の順であり, 侵入型溶質原子によるコッレル効果はそれほど強くはない. 一般には上記の三つの機構が組合わさって生じている. すなわち, フェライト系(b.c.c.)合金では析出硬化とコッレル硬化, オーステナイト系(f.c.c.)合金では析出硬化と化学的相互作用である.

転位の運動に対する抵抗はこれらの効果の和になるから, 一般には, 高温ではオーステナイト系合金が, また, 低温ではフェライト系合金がすぐれた耐クリープ性を示すといえることができる.

3. クリープに影響する因子

溶着金属のクリープ特性に影響をおよぼす因子として考えられるのは, 合金元素量, 熱処理, 組織ならびにその安定度, 結晶粒の大きさ, などであろう.

i) 合金元素の影響

単にクリープ特性のみを考慮して溶着金属に合金元素が添加されるという場合は比較的少ない. 溶着金属のクリープにおよぼす影響は通常の材料におけると同様に, つぎのように考えられる:

a) C: 炭化物を形成して比較的低温度範囲でのクリープ強度を向上させるが 500°C 以上ではあまり効果はない.

b) Mo: クリープ強度上昇に利用されるもっとも一般的かつ効果的な元素である.

c) Cr: クリープ強度向上に効果はあるが Mo ほどではなく, むしろ, 耐酸化性が主体であろう.

d) Mn: ある程度(約 1.3%)以上の量を添加すればクリープ強度は上昇する.

e) Si: クリープ強度をわずかに大にする.

f) Al: クリープ強度には効果がなく, むしろ低下させる傾向がある.

g) Ni, Co: 少量ではクリープ強度にはほとんど効果はない. しかし, 超合金のように含有量が多くなればすぐれた高温強度を示す.

h) W, V, Ti, Nb: 強い炭化物形成元素であってクリープ強度を向上させる.

ii) 熱処理の影響

溶着金属の熱処理は主として予熱および後熱である. 予熱の目的は, まずワレの防止であるから, ここでは後熱処理の影響を考えてみよう. 後熱処理の感受性は Cr-Mo 系低合金鋼溶着金属とオーステナイト系ステンレス鋼溶着金属とで差があると考えられる.

Cr-Mo 系低合金鋼溶着鋼では後に示すクリープ破断設計曲線からも知られるように, 550°C 以下の試験温度範囲で, 高応力短時間破断の場合には, A_1 以下の温度で

図-8 Cr-Mo 系低合金溶着鋼の後熱処理と設計曲線との関係

応力除去処理, あるいは完全焼なまししたものよりも溶接したままのほうがすぐれたクリープ特性を示す. しかし, 低応力長時間クリープになると完全焼なましのほうがすぐれた値を示し, 設計曲線は図-8のように交叉してくる.

オーステナイト系ステンレス溶着鋼の後熱処理の影響を調査した例は比較的少ないのであるが, 316 型溶着金属を 870°C で応力除去処理, あるいは, 1070°C で焼なましをしてもクリープ特性はほとんど変化せず, 熱処理による組織変化はクリープ特性に影響しないようである, との報告¹⁴⁾や後に示す 19-9 系溶着金属のクリープ特性が各種熱処理によっても変化しないという例¹⁵⁾(図-27)からみればオーステナイト系ステンレス溶着鋼の後熱処理感受性は少なくともクリープ特性に関しては非常に小さい, と考えられる. しかし, 溶体化処理をした 316 型溶着金属の耐クリープ性が少し低下した例¹⁶⁾(図-23)もある.

iii) 組織の影響

組織としては安定なほうがクリープ試験中に特性変化を示したりしない.

Cr-Mo 系では後熱処理によって溶着金属中に脱炭層が発達し, もちろん, その程度にもよるが, クリープ強度を低下させる傾向がある. この脱炭層の発達には溶接条件の影響がいちじるしく, 溶接部が急冷されるような条件であるほど, また, A_1 以下で, A_1 温度に近い温度で長時間加熱するほどいちじるしい, という傾向がある¹⁷⁾.

オーステナイト系ステンレス鋼ではシグマ相の生成がクリープ特性に影響することが知られているが, この点についてはのちに述べてある.

なお, 熱処理によって組織ならびにその安定性がきめられ, さらに結晶粒の大きさも変化する. 結晶粒の大きさについてはすでに述べたようなことが溶着金属にもそのまま適用されるであろう.

4. 溶着金属のクリープ特性

実際の構造物でクリープが問題になる使用温度は大体 450°C 以上の場合である. ここでは実用に供せられている 0~9%Cr を含むフェライト系 Cr-Mo 耐熱鋼溶着金

図-9 (a) イルメナイト型軟鋼溶着金属 ($T=450^{\circ}\text{C}$) 図-9 (b) 低水素型軟鋼溶着金属 ($T=450, 500^{\circ}\text{C}$) 図-10 $\frac{1}{10}\%$ Mo 鋼溶着金属 ($T=400, 450, 500^{\circ}\text{C}$) 図-11 $\frac{1}{2}\%$ Mo 鋼溶着金属 ($T=400, 450, 500^{\circ}\text{C}$)

属ならびにステンレス鋼溶着金属（主としてオーステナイト系）のクリープ破断実験結果の概要をあげて考察を加えてみよう。

i) フェライト系 Cr-Mo 耐熱鋼溶着金属

この溶着金属は主として 550°C 以下の温度で用いられる。現在市販されている Cr 量 9% 以下の各種溶着金属に種々の後熱処理を加えたときの負荷応力と破断時間との関係曲線（クリープ破断設計曲線）を図-9～18に

図-12 1Cr- $\frac{1}{2}$ Mo 鋼溶着金属 ($T=550, 600^{\circ}\text{C}$) 図-13 $1\frac{1}{4}\text{Cr}-\frac{1}{2}\text{Mo}$ 鋼溶着金属 ($T=550, 600^{\circ}\text{C}$) 図-14 $1\frac{1}{2}\text{Cr}-\frac{1}{2}\text{Mo}$ 鋼溶着金属 ($T=550, 600^{\circ}\text{C}$) 図-15 低炭素 2Cr- $\frac{1}{2}\text{Mo}$ 鋼溶着金属 ($T=550^{\circ}\text{C}$)

図-16(a) $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼溶着金属
($T=550, 600^\circ\text{C}$)

図-16(b) $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼溶着金属の後熱処理
の影響 ($T=550^\circ\text{C}$)

図-17 $5\text{Cr}-\frac{1}{2}\text{Mo}$ 鋼溶着金属 ($T=550^\circ\text{C}$)

示した¹⁸⁾。

以上の結果から明らかであるが、合金元素量が $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 以下のものは A_1 変態点以下の応力除去焼なましをしたほうが完全焼なましをしたものよりも大体において良好な耐クリープ性を示している。いっぽう、それ以上の合金成分を含んだものは、概して、完全焼なましをするほうが長時間、高温側での耐クリープ性がすぐれている傾向がある。たとえば、 $9\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼溶着金属 (図-18(b)) はその好例であろう。

つぎに、 $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼溶着金属 (図-16(b)) は

図-18(a) $9\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼溶着金属 ($T=550^\circ\text{C}$)

図-18(b) $9\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼溶着金属 ($T=600^\circ\text{C}$)

$720^\circ\text{C} \times 1\text{hr}$ 炉冷の処理をしたものは $620^\circ\text{C} \times 1\text{hr}$ 炉冷の低温焼なましを行なったものよりも長時間側で耐クリープ性がすぐれている。低温焼なまししたものは低温短時間側での耐クリープ性はすぐれているが、長時間側では急激にその強度が低下する。

完全焼なまし材は低温焼なまし材よりも長時間側では耐クリープ性がすぐれていることが推察されるが、 720°C で処理したよりも低く、ASTM¹⁹⁾ の完全焼なまし材の平均値よりも劣っている。このことから $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼溶着金属の後熱処理は 720°C 前後で行なうのがクリープの点では最適であろうと考えられる。なお、極低炭素 $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼溶着金属 (図-15) もこの熱処理で十分な耐クリープ性を示している。

図-19 Mo 含有量と破断応力 (σ) との関係
(試験温度; 450°C)

(a) $\frac{1}{2}\text{Mo}$ 鋼溶着金属 (b) $1\text{Cr}-\frac{1}{2}\text{Mo}$ 鋼溶着金属 (E 8013-B 2) (c) 低炭素 $1\frac{1}{4}\text{Cr}-\frac{1}{2}\text{Mo}$ 鋼溶着金属 (d) $1\frac{1}{4}\text{Cr}-\frac{1}{2}\text{Mo}$ 鋼溶着金属 (E 8016-B 2) (e) $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼溶着金属 (E 9016-B 2) (f) $9\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼溶着金属

図-20 (a)~(f) Cr-Mo 系低合金鋼溶着金属のマスター破断曲線

さらに合金元素量の少ない $1\sim 1\frac{1}{2}\text{Cr}-\frac{1}{2}\text{Mo}$ 鋼溶着金属で 720°C の後熱処理をしたものはいずれも ASTM 素材平均値よりも劣っており、わずかに E 8013-B 2 (図-14) が長時間側ですぐれているにすぎない。これらの溶着金属では低温焼なまし ($650^\circ\text{C}\times 1\text{hr}$ 炉冷) をしたものの短時間側におけるクリープ強度の低下がいちじるしいこともないようである。元来、焼なましの主目的は熱影響部を含む継手硬化部の軟化改善であるからあまり低い温度での処理は不適當になる。したがって、耐クリープ性をも考慮すれば 650°C と 720°C との中間に両方の要求を満足させる熱処理温度がみいだされるであろう。

低 Mo 鋼溶着金属も十分な耐クリープ性を示し、とくに問題はない。なお、軟鋼、 $1/10\text{Mo}$ 、 $\frac{1}{2}\text{Mo}$ 鋼溶着金属 (図 9(a)~11) を応力除去焼なまし処理後に 450°C で試験したときに 100, 1,000 および 10,000 時間で破断する応力値 (σ) を比較すれば図-19のとおり、Mo を添加することによってクリープ特性の向上することが明らかにされる。

高温引張試験値 (この場合は破断時間を $1/10$ 時間とした) をも含めて求めたマスター破断曲線を図-20 (a)~(f) に示した。この表示法の由来と利用法とをかんたんに説明しておこう。

先に、クリープ破断時間 t_f と定常クリープ率 $\dot{\epsilon}$ とのあいだの関係が

$$t_f = (K/\dot{\epsilon})^m \quad \dots\dots\dots (13)$$

で表わされることを述べた。ただし、 K は常数、 $m \approx 1.0$ である。

ここで、イ) クリープ中に生じた空孔のなかのある割合のものは空所に吸収される、ロ) 空孔の密度はクリープ率に比例する、ハ) クリープのすべての段階に対して定常クリープ率が平均クリープ率の一つの尺度になると仮定し、破断は粒界に不均一に発生した空孔が成長してある臨界的大いさになると合体してクラックを形成する、と考えれば、式 (13) の $m=1$ とし、式 (6) を用いて

$$t_f = K_1' \exp(U/kT) \quad \dots\dots\dots (14)$$

となる。

粒界が空孔の発生源や吸収源であること、クリープ中に温度をサイクル的に変化させると粒界孔の形成が助長されること、などから考えれば $m=1$ においてもそんなに見当ちがいはない。

式 (14) を変形すれば

$$T(-\log K_1' + \log t_f) = U/k = (\text{一定}) \dots\dots (51)$$

が得られる。 $-\log K_1'$ は材料により $15\sim 23$ の範囲の値をとるが平均値は約 20 であるから

$$T(20 + \log t_f)$$

を一つのパラメーターとしてこれを横軸にとり、縦軸に応力をとれば種々の異なった試験温度、破断時間、応力について得られた個々の試験結果はすべて一つの曲線上のってくる。このように表示したものがマスター破断曲線であり、応力 σ 、試験温度 T 、破断時間 t_f の三者の関係を示しているからこれらのなかの二つの因子がわかっておれば他の一つの因子を図から求めることができる。なお、図中の素材とあるのは溶着鋼との比較参考のため ASTM の S.T.P. のデータの平均値を示したものである。

つぎに、例として図-19(a) の $\frac{1}{2}\text{Mo}$ 鋼溶着金属をとってこの図の利用法を述べよう。たとえば、試験温度は 450°C で応力が 30 kg/mm^2 の状態でクリープ試験を行なえば試片は何時間で破断するか、を求めてみよう。まず、応力の 30 kg/mm^2 は $4.27 \times 10^4\text{ psi}$ であるから、左側縦軸の 4.27×10^4 をとおり横軸に平行な線がマスター破断曲線とまじわる位置をみる。それは横軸目盛 30 のところである。これを縦軸に平行にずっと伸ばした直線と、右縦軸上方の $450^\circ\text{C} = 842^\circ\text{F}$ を通り横軸に平行な線との交点をみれば、それは大体 1000 時間と記された直線上 (これは左上方から右下に斜に引いてある) であることがわかる。したがってクリープ破断は約 1000 時間後に発生することが推定される。他の因子を求める場合でも同様にすればよい。

ii) オーステナイト系ステンレス鋼溶着金属

一般に 600°C 程度の温度で使用する場合には $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ のようなフェライト系低合金鋼では高温強度、耐酸化性、耐食性などが不十分となるので、347, 321, 316 型などのオーステナイト系ステンレス鋼が利用される。また、もっと温度が高く 700°C 程度で操業される目的のときにはさらに高温強度のすぐれた耐熱鋼が要求され、G 18 B, 15-15 Ni, LCN-155, インコネルなどの超合金が用いられる。

さて、現在市販されている各種ステンレス鋼溶着金属を主体にして 650°C におけるクリープ破断試験結果を示せば図-21~26のとおりである。これらの結果はすべて ASTM A 298-55 T に規定されている全溶着金属引張試片採取要領にしたがったもので、予熱層間温度は 100°C とし、とくに明示したもの以外は後熱処理は行っていない。なお、供試溶着金属の化学分析値 (平均値) は表-2 に示すとおりである。

以上の結果について考察してみよう。

(a) 19-9 系 (図-21)

この溶接棒はふつう耐食用 18-8 ステンレス鋼を対象としているが、溶着金属のクリープ強度は明らかに素材

表-2 溶着金属の化学成分

鋼 種 牌 種		化 学 成 分												フェライト % (シェフラ ー状態図)
		C	Mn	Si	P	S	Ni	Cr	Mo	Cc	W	Co	N	
19-9	A	0.06	1.43	0.41	0.026	0.007	10.60	19.52	—	—	—	—	—	3~4
19-9 Cb	B	0.04	1.06	0.48	0.022	0.009	9.72	19.00	—	0.48	—	—	0.024	7~8
19-9 Cb(Mo)	C	0.08	1.88	0.23	0.023	0.011	9.73	20.09	1.05	0.71	—	—	0.040	7~8
19-9 Cb	D	0.76	2.59	0.61	0.029	0.017	9.50	18.23	0.61	1.05	—	—	0.041	4~5
19-9 Cb	E	0.056	1.82	0.22	0.015	0.010	10.35	19.09	—	0.73	—	—	—	2~3
19-12-Mo-Cb	F	0.090	1.26	0.48	0.025	0.007	12.86	18.92	2.77	0.95	—	—	—	2~3
18-12-Mo	G	0.04	1.57	0.48	0.021	0.011	12.95	17.90	2.25	—	—	—	0.048	0~1
18-12Mo	H	0.06	1.84	0.37	0.012	0.011	13.07	18.76	1.95	—	—	—	0.030	0~1
18-12Mo-Cu	I	0.04	1.10	0.34	0.021	0.009	12.25	18.40	2.01	—	Cu2.38	—	—	—
25-12	J	0.08	1.45	0.44	0.021	0.010	12.38	23.56	—	—	—	—	—	7~8
25-12-Mo	K	0.09	1.45	0.32	0.020	0.008	12.60	22.82	2.20	—	—	—	—	6~7
25-12-Cb	L	0.086	1.53	0.53	0.018	0.007	12.83	22.88	—	0.91	—	—	—	6~7
25-20	M	0.08	1.39	0.36	0.015	0.007	21.46	25.69	—	—	—	—	0.066	0
25-20	N	0.12	1.88	0.60	0.024	0.010	20.96	26.48	0.30	—	—	—	0.12	0
25-20 Mo	O	0.09	1.10	0.30	0.020	0.011	20.59	25.00	2.10	—	—	—	—	0
16-8-2	P	0.08	1.10	0.34	0.015	0.014	8.10	16.11	1.85	—	—	—	—	2~3
16-13-Cb	Q	0.09	2.44	0.58	0.020	0.005	12.13	16.82	tr	1.12	—	—	—	0
20-20-20	R	0.05	1.48	0.71	0.026	0.014	20.77	19.13	2.48	0.58	2.57	23.00	—	0
16 Mn-16 Cr	S	0.06	16.13	0.74	0.015	0.006	1.661	5.82	—	—	—	—	0.151	0

図-21 19-9系

よりも大であり溶接に十分利用できる。

この溶着金属は破断時間が長くなるほど、すなわち、加熱されている時間が長くなるほど、破断時の伸び、絞りには減少してくる。これは 650°C 加熱により、比較的短時間では Cr 炭化物が析出し、さらに長時間になると炭化物の他に溶着金属中のフェライトがシグマ相に変化することなどによって延性が低下するものと思われる。

(b) 19-9-Cb 系 (図-22)

図-22 19-9-Cb 系

いずれの溶着金属も素材よりもすぐれた値を示している。19-9系の A と 19-9-Cb 系の B とを比較するに、成分的には B は A に Cb が添加されているのみであるが、クリープ破断強度は 100 時間で 4 kg/mm²、1000 時間で 2 kg/mm² 高く、溶着金属への Cb 添加の効果が明らかにされるであろう。また、E は B より Cb がわずかに多いのみであるが E のほうがかなり高い値を示している。

C, D, F は Cb の他に 0.6~2.5% の Mo を含んでいるので厳密には 347 型ではない。これらは Cb 単独含有のものよりもはるかに高いクリープ破断強度を有し、Mo による耐クリープ性向上が知られる。また、破断後の伸び、絞りによると負荷長時間加熱による 19-9-Cb 系の脆化がかなり認められ、A よりも B のほうが脆化の傾向は大である。すなわち、Cb はクリープ破断強度の向上にはきわめて有効ではあるが、他方、脆化を促進する傾向がある。F は Cb の他に Mo を 2.7% 含んでいるので Mo を含まぬもの、あるいは 1% 以下の Mo のものに比して脆化程度は小さい。

(c) 18-12-Mo 系 (図-23)

この系の溶接棒は硫酸のような非酸化性の酸に対してすぐれた耐食性を有するものである。

図-23によれば、溶接のままの G は素材よりもすぐれた強度を示しており、これを 1100°C で溶体化処理した G' は溶接のままよりも約 2 kg/mm² 程度クリープ強度は低下し、素材とはほぼ同程度になっている。

図-23 18-12-Mo 系

この系で強調されることは破断時の延性がすぐれていることであり、他の型の溶着金属よりも脆化の少ないことを示している。この原因は、フェライトのシグマ相への変化が少ないことにもよるであろうが、先の 19-9-Cb 系の F について述べたように、Mo に長時間加熱時の脆化阻止効果があることによると考えたほうがよさそう。

18-12-Mo 系の耐食性をさらに向上させるために Cu を添加した I についてみると、クリープ破断強度はそれによってやや低下しているがその程度は小さい。しかし、約 10 時間以内程度の短時間破断ではあまり差はないが、長時間破断になると 18-12-Mo 系の特長である破断時の延性は減少してくる。したがって、耐熱性改善としての Cu の効果は認められないようである。

(d) 25-12 系 (図-24)

図-24 25-12 系

この系の溶接棒はステンレス・ライニング、ステンレス・クラッド鋼などステンレス鋼と軟鋼の接合のような異種金属溶接や、1000°C 以上の耐酸化鋼としての 25-12 鋼の溶接に使用される。

図-24 の J は素材よりもクリープ強度は劣っているが、これに Cb(L) あるいは Mo(K) を添加したものは相当向上している。強度は Cb を含む L がもっとも大きいと J と同様に脆化があり、図のもっと長時間側では K の線と交叉するであろう。

Mo を含む K は 6~7% のフェライトがあるにもかかわらず長時間破断後の延性はきわめてすぐれており、ここにも Mo の有用性が認められる。

図-25 25-20 系

(e) 25-20 系 (図-25)

この系も 25-12 系とはほぼ同様に用いられる。図-25 によると、この系のものは一般に素材よりもクリープ強度は低いようである。破断時の伸びはいずれも良好ではなく、Mo を含んでいる O でも 25-12 系にみられたような Mo の効果が認められず、かなり脆化するようである。

フェライトを含んだ 25-12-Mo 系あるいは 18-12-Mo 系には脆化が少なく、おなじように Mo を含んではいるけれども 25-20-Mo 系は脆化するという機構として、前二者のフェライト→シグマ相という変化に対して後者はオーステナイトから直接シグマ相に変化するので、この間における Mo の役割が異なることも考えられるが明らかではない。

(f) 16-8-2 系, 16-13-Cb 系 (図-26)

図-26 各 種

P は 16 Cr-8 Ni-2 Mo 系, Q は 16 Cr-13 Ni-Cb 系であり、前者はアメリカ、後者はドイツで発達した。いずれも 600~650°C の範囲の高温高圧耐鋼の溶接に用いられる。

P は 18-12-Mo 系 (図-23) の変形と考えられ、18-12-Mo 系と同様に長時間加熱による脆化の少ないことを特長としている。

Q はフェライトを含まない点が 19-9-Cb 系と異なっている。このためフェライトを含む 19-9-Cb 系のようにフェライト→シグマ相への変化による脆化は少ない。

(g) 20-20-20 Co 系 (図-26)

R(20 Cr-20 Ni-20 Co) は超合金に属し、溶接金属のクリープ強度は素材とほぼ同程度の値を示し、脆化の点でも良好なほうである。

(h) 16 Mn-16 Cr 系 (図-26)

この系は Ni のかわりに Mn を含むオーステナイト系で、耐熱・耐摩耗的な用途として主として表面硬化肉盛に用いられる。図の結果によると 650°C のクリープ破断強度も良好であって 18-12-Mo 系、19-9-Cb 系に匹敵している。また、脆化の傾向もそんなにいちじるしいことはない。

図-27 19Cr-9Ni 系溶着金属のクリープ破断特性におよぼす各種熱処理の影響

つぎに、少数例ではあるが後熱処理の影響について述べよう。図-27は 19Cr-9Ni 系ステンレス鋼溶着金属に後熱処理として、1050°Cにおける溶体化処理、950°C加熱後空冷、および、750°C加熱後空冷の処理を加え、溶接したままの試片とクリープ破断特性を比較したものである。この結果によるとこの系については熱処理によって組織が変化してもクリープ特性はほとんど変化しないことが知られる。

図-28 13Cr および 13Cr-Cb 系ステンレス鋼溶着金属のクリープ破断特性におよぼす熱処理の影響

今度はマルテンサイト系ステンレス鋼溶着金属に対する熱処理の影響についての実験結果を示そう。図-28は 13Cr および 13Cr-Cb 系の溶着金属に 850°C×2 hr の後熱処理を行なった結果である。13Cr 系は 19-9 系 (図-27) とおなじように熱処理によってもほとんど変化していないが、Cb の入っているものは同一熱処理で短時間側破断の強度はわずかながら低下している。しかし、直線は交叉しているのでさらに長時間側では熱処理

のしてあるほうが良好となるであろう。

とにかく、図-27および28の結果からすれば、とくにシグマ相がいちじるしく形成される、というようなことがない限り、ステンレス鋼溶着金属のクリープ特性は熱処理によってほとんど変化しない、ということである。

5. 結 言

金属材料のクリープ現象に関する理論、これは主として金属結晶の格子欠陥、転位などの挙動の金属物理学的見地からの反応速度論的な取扱が多いのであるが、クリープ機構に関しては現在なお研究が進められており、たとえば、クリープの活性化エネルギーの応力依存性の有無、遷移クリープと定常クリープとの両過程における物性論的解釈などについてはいまだ明確に解明されているとはいえないかも知れない。しかし、実用的見地からすればクリープ現象を処理するのに明快な式が明らかになれば一応十分であろうとも考えられたので一般に認められている関係式をあげて説明を加えた。

溶着金属のクリープ特性として、主としてこれまでよく利用されている Cr-Mo 系低合金鋼およびオーステナイト系ステンレス鋼全溶着金属について実際のデータをあげ、種々の熱処理ならびに合金元素の作用などについての実例を示したが、最近の傾向からすればさらに高温での耐熱性を満足させる超合金についての実験データも要求されるであろう。この点については将来の研究結果にまかたいと思う。

実際の溶接構造物に関しては単に母材、溶着金属それぞれ独立のクリープ特性のみではなく、むしろ、溶接継手としてのクリープ挙動をよく知っておくことが必要である。この方面に関しては内容から割愛せざるを得なかったけれども、継手あるいは異材継手に関する研究も進められているようであり期するところが大きい^{20,16)}。

なお、金属材料のクリープ特性に関するまとまった解説も多く発行されているので参照されれば好都合と思われる。

本講の執筆にあたり神戸製鋼所五代博士ならびに杉山、滑川両技師には多くの参考データをいただき、また、有益な助言を仰いだ。記して厚く謝意を表するしだいである。

参 考 文 献

- 1) 山本、角野、"金属のクリープの転位論的解釈"、日本金属学会金属結晶分科会編「転位論の金属学への応用」、丸善 1957年刊
- 2) 鈴木、今井、"耐熱鋼および耐熱合金"、日本金属学会新制金属講座材料篇、1956年刊
- 3) A.H. Cottrell, "Dislocations and Plastic Flow in Crystals", Oxyford Univ. Press, 1953年刊

- 4) F. Garofalo, L. Zwell, A.S. Keh and S. Weissmann, "Substructure Formation in Iron During Creep at 600° C", *Acta Met.*, Vol. 3 (1955), p. 470
- 5) たとえば, R. E. Frenkel, L. Hays, G. Schoeck and H. Wiedersich, "Activation Energies for Creep of Cadmium, Indium, and Tin", *Acta Met.*, Vol. 3 (1955), p. 470
- 6) 応和, 五代, 滑川, "低合金耐熱鋼溶着金属のクリープ強度に関する研究 (第3報)", *溶接学会誌*, Vol. 31 (1962), p. 211
- 7) P. Feltham and J.D. Meakin, "Creep in Face-Centred Cubic Metals with Special Reference to Copper", *Acta Met.* Vol. 7 (1959), p. 614
- 8) P. Feltham and G.J. Capley, "Creep in face centred metals and solid solutions with special reference to α -brasses", *Phil. Mag.*, Ser. 8, Vol. 5, (1960) p. 649
- 9) P. Feltham and T. Myers, "Energy barriers controlling creep processes in metals with special reference to β -cobalt", *Phil. Mag.*, Ser. 8, Vol. 8 (1963), p. 203
- 10) O.D. Sherby, J.L. Lytton, and J.E. Dorn, "Activation energies for creep of high-purity aluminum," *Acta Met.*, Vol. 5 (1957), p. 219
- 11) H. Conrad, L. Hays, G. Schoeck and H. Wiedersich, "On the Rate Controlling Mechanism for Plastic Flow of Mg Crystals at Low Temperatures", *Acta Met.* Vol. 9 (1961), p. 367
- 12) E.N. daC. Andrade, "The Validity of the $t^{1/3}$ Law of Flow of Metals", *Phil. Mag.* Ser. 8, Vol. 7 (1962), p. 2003
- 13) W.A. Rachinger, "Creep Processes in Polycrystalline Aluminum", *Acta Met.*, Vol. 7 (1959), p. 374
- 14) G.H. Rowe and J.R. Stewart, "Creep Rupture Behavior of Type 316 Stainless Steel Weldments Prepared with and Without Restraint", *Weld. J.*, Vol. 41 (1962), p. 534-s
- 15) 杉山, 未発表
- 16) 五代, "オーステナイトステンレス溶着金属のクリープ破断強度について(1)", 神戸製鋼所溶参資第621号 (昭和35年11月)
- 17) 応和, 滑川, 未発表
- 18) 五代, 滑川, "低合金耐熱鋼溶着金属のクリープ強度について(1)(2)", *溶接界*, Vol. 14 (1962), No. 11, 12
- 19) ASTM-STP の抜萃はつぎのものが参考になる: 日本溶接協会圧力容器研究委員会構造分科会編, "Properties of Metals at Elevated Temperatures (ASTM Special Technical Publications No. 124, 151, 160, 180, 187, 226, 248)", 1961年刊
- 20) たとえば, 根本, 佐々木, 幡谷, "異種金属溶接継手の高温強度", *溶接学会誌*, Vol. 32 (1963), p. 595,

「機械・原子炉」溶接施工 (IV)

溶接技術講座 第10巻

 工 博 稲 垣 道 夫
 工 博 三 上 本 竹 治

機械, とくに産業機械, 化学機械を中心とするもの, ならびに原子力容器の製作分野における溶接技術の発展は, この数年間ことにその歩調をはやめてきている。またこれらの製品部門において溶接の対象となる機種も現在ではきわめて広く, 従来からも一部大メーカーにおいて扱われてきた発電機や電動機などの重電機方面にかぎらず, 荷役機械, 建設機械をはじめとして, 石油, 油脂, 合成繊維, 肥料, 塗料, 窯業, 金属精練, 製糖, ゴムから原子炉にいたるまでのあらゆる面にわたるようになってきている。

本書は以上の諸種の機械ならびに原子炉の溶接について現場施工法を中心にこん切かつ詳細に記されている。とくに重機械の溶接ではエレクトロスラグ溶接を活用した貴重な実例を資料としており, 化学機械の章

では単に記述を溶接のみにとどめず, ひろく材料の選択から野書にまで触れている。また原子炉の溶接では英国におけるコルダーホールの得がたい実施例を含め, この方面における本邦で最初のまとまった資料となっており, さらに使用材料については全章にわたり内外各種の一般鋼, 合金鋼はもちろん, アルミニウム, ジルコニウム等についてまで実用性に富んだ data chart 的諸資料も付すなど, 一読して筆者らの長年の研究, 体験の成果が行間にあふれるような感じを与えるものがある。この分野において新製品の開発を叫ぶ製造会社のとくに多い昨今, 専門の溶接担当者はもちろん, 組立技術者一般にとっても, きわめてタイムリーな企画, 発刊といえよう。 (寺井 清)