論 説

Cr-Mo-V鋼の遷移クリープ

松尾 孝*, 木村一弘**, 菊池 實***

Transient Creep in Cr-Mo-V Steel

Takashi Matsuo, Kazuhiro Kimura and Makoto Kikuchi

Synopsis

The relationship between the creep rate and the microstructure was studied in the transient creep stage of a Cr-Mo-V steel and a mechanism of the transient creep was discussed. The transient stage in as tempered Cr-Mo-V steel extended to about a quarter of the rupture life. The creep rate decreased to more than two orders of magnitude in this transient stage. The amount of decreases in hardness and the half value width of an X-ray diffraction peak in the transient stage was larger than that in the accelerating stage. The substantial decrease in the hardness and the half-value width during the transient stage was mainly due to the decrease in the dislocation density. The creep rate and the total creep strain during the transient stage for pre-aged specimen were lower than those for the as-tempered specimen. An estimation of the excess dislocation density corresponding to the total creep strain during the transient stage was carried out. The annihilation of pre-existing dislocations was proposed as a predominant mechanism for an occurrence of the transient creep in Cr-Mo-V steel.

1. 緒 言

一般に、クリープ曲線は遷移、定常及び加速の3つのクリープ領域からなると考えられてきた^{1)~3)}。しかし、SUS 304HやCr-Mo-V鋼等、実用の耐熱鋼のクリープ曲線においては定常クリープ域はほとんど認められず、遷移及び加速の2つのみのクリープ領域を示すものが多い。その原因は、実用鋼の高温クリープにおいて最も有効な強化方法である析出分散強化が温度、応力に加え、

時間にも強く依存し、強化量が時々刻々変化することにある。とくにCr-Mo-V鋼は焼入れ焼戻しを施して析出分散強化を十分に働かせた状態から使用されるため、高温使用時に軟化過程のみが進行して、クリープ曲線に占める加速クリープ域の割合が非常に大きいと考えられてきた^{4)~6)}。そのような考えに基づき、最近、Evansらは遷移及び加速クリープ域のひずみ量の和としてクリープ曲線を推定する簡略なクリープ構成式(θ Projection Concept)を余寿命推定の手法として提案した^{7),8)}。一方、木村らはCr-Mo-V鋼の高温使用に伴う強度低下の原因を解明するため加速クリープ形成の機構を検討し、その原因が旧オーステナイト粒界に沿って生ずる組織変化に基づいた材質劣化であると結論した^{9),10),11)}。しかし、彼らはこの鋼

昭和62年3月18日 受付

*東京工業大学工学部助教授、工博

**東京工業大学大学院、工博

***東京工業大学工学部教授、工博

のクリープ曲線に占める遷移域の割合は Evans らの予想に比べかなり大きく、20%を超えることも明らかにしている。遷移域が20%を超える場合、10⁵h 破断応力のクリープにおいては約 2×10^4 h を遷移域が占める。そのため、Cr-Mo-V 鋼においては加速クリープ域と同様、遷移クリープ域の変形挙動を重要視する必要がある。そこで、本研究では従来の予想とは異なり、Cr-Mo-V 鋼が長い遷移クリープ域を生ずる原因を遷移クリープ域におけるクリープ速度及び組織の変化を調べることにより検討する。

2. 実験方法

供試鋼は実機蒸気タービンローター材から切り出した Cr-Mo-V 鋼であり、その化学組成及び熱処理条件を Table 1 に示す。なお、本供試鋼は木村らの報告^{9),10),11)}で使用したものと同一のものである。受け入れ素材から切り出したままの試料(以後、as-tempered 材と呼ぶ)について、600℃、応力10kgf/mm²におけるクリープ試験を行い、遷移クリープ域にある10~1000hの範囲において数種類の時間で試験を停止した。これらのクリープ試験材について、透過電顕による組織観察、ビッカース硬さ測定(荷重10kgf)及びX線回折ピークの半価幅の測定を行った。なお、半価幅については CrK α_1 線による211ピークを用いて測定した。また、遷移域のクリープ挙動について as-tempered 材との差異を調べるため、700℃、200h 単純時効材について、550℃、応力22kgf/mm²でのクリープ試験を行った。なお、木村ら^{9),10),11)}がすでに報告した as-tempered 材の550℃、応力22kgf/mm²及び600℃、応力10kgf/mm²におけるクリープ試験結果とそれらの条件においてクリープ試験を途中で停止したクリープ試験材について行った

550℃、応力28kgf/mm²の高応力クリープ試験結果も解析に用いた。

3. 遷移クリープに関する従来の概念

遷移クリープ現象を示す曲線は0.3T_m以下の低温域で認められる対数クリープ曲線と0.4T_m以上の高温域で起こる回復クリープ曲線に大別される。対数クリープについては以下に示す2つの理論が提案されているが、得られるひずみ量は小さく、通常1%以下である。

i) 消耗理論¹²⁾

ii) 加工硬化理論¹³⁾

消耗理論においては、初めから存在した、あるいは応力負荷時に導入された可動転位の運動によりひずみが生じ、可動転位の数の減少に伴ってクリープ速度は減少し、最終的に可動転位は全て消失してしまうと仮定されている。しかし、転位の増殖、不動化、回復及び加工硬化などについては全く考慮されていない¹⁴⁾。また、この消耗理論を高温クリープに適用した報告もない。

加工硬化理論は、クリープ変形に伴う加工硬化によって変形に必要な応力が増加するため、クリープ速度がしだいに減少するというものである^{15),16)}。

一方、0.4T_m以上で生ずる回復クリープにおいては加工硬化と回復を考慮したクリープ速度式が提案されている¹⁷⁾。この場合、ひずみ速度、 $d\epsilon/dt$ は次のように表される。

$$d\epsilon/dt = r/h \dots\dots\dots(1)$$

ここで、 r は回復速度を、 h は加工硬化係数を表す。

クリープ試験時間に伴う r 及び h の変化はいくつかの合金系で調べられており^{18)~22)}、その一例として MgO について Birch らが行った結果を

Table 1. Chemical composition (wt%) and heat treatment of 1Cr-1Mo-1/4V steel studied.

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V
0.27	0.27	0.66	0.009	0.007	0.34	1.10	1.23	0.25
970℃ × 19h → Fan cooled								
670℃ × 52h → Furnace cooled								
640℃ × 23h → Furnace cooled								

Ingot weight, 70t

Fig. 1 に示す²²⁾。遷移クリープ域では時間の経過に伴い r は減少し、 h は増加する。また、 r 及び h がともに一定値になると定常クリープ域になる。

しかし、Takeuchi らは h の決定には疑問点が多いため、内部（摩擦）応力の概念を用いて遷移

Fig. 1. Changes in recovery rate, r , and work-hardening rate, h , with creep strain for a MgO single crystal, estimated by the stress change method [22].

Fig. 2. The variation of average internal stress during normal primary creep of aluminum [23].

クリープ現象を説明することがより妥当であると指摘した¹⁷⁾。Ahlquist らは Fig. 2 に示すように純 Al について 300°C、応力 0.7 kgf/mm² におけるクリープひずみに伴う内部（摩擦）応力、 σ_i の変化を測定した²³⁾。Fig. 2(a) に示した遷移クリープ域におけるクリープ速度の減少に対応して内部応力は Fig. 2(b) に示すように増加する。なお、ひずみが約 0.06 に達すると内部応力は一定値を示すようになり、これに対応してクリープ速度も一定となる。また、Pahutová らも Fe-3.5%Si について同様の結果を報告している²⁴⁾。

このように、一般に純金属及び固溶体合金の遷移クリープ域においては、クリープ変形に伴い内部応力が増加するため、負荷応力から内部応力を差し引いた有効応力が減少してクリープ速度が減少するものと考えられている。有効応力を用いた場合、定常域で用いられるクリープ速度式は遷移クリープ域においても適用できる。すなわち、遷移クリープ域においては有効応力が時間、ひずみに依存し、定常域では有効応力がこれらに依存しない点のみが異なる。このような考え方は、遷移域においても定常域と同様、内部応力とクリープ速度との間に平衡状態が保たれていると見なしていることに相当する。

4. Cr-Mo-V 鋼における遷移クリープに関する検討

Cr-Mo-V 鋼のような低合金フェライト系耐熱鋼は、調質処理により炭化物を微細均一に分散析出させ、強度を著しく高めた状態で使用に供される。したがって、均一に分散した析出相は高温での長時間使用中に凝集粗大化の過程をたどる。Williams らはそのような粗大化がクリープ抵抗を低下させて加速クリープを惹き起こし、加速クリープ域は全クリープ域の大半を占めるものと考えている^{3)~6)}。Evans らが提案したクリープ構成式から遷移クリープ域の全クリープ域に対する比、 (t_p/t_s) を求め (Appendix)、それと破断時間との関係を Fig. 3 に示す。なお、式中の 4 つのパラメータについては Evans らが提案したそれぞれのパラメータの計算^{7),8)} に温度、応力を代入することにより求めた。全クリープ域に占める遷移クリープ域の割合は破断時間の増加、すなわち応力の低下に伴い減少し、また、より高い温度のものほど小さい。また、破断時間が 1 000h を超えると

Fig. 3. Changes in the ratio of primary stage to rupture life calculated from θ Projection Concept proposed by Evans et al. [7, 8].

いずれの温度域においても全クリープ域に占める遷移クリープ域の割合は2%以下となる。したがって、EvansらもWilliamsらと同様、Cr-Mo-V鋼においては加速クリープ域が全クリープ域の大半を占めるとみなしている。

4.1 全クリープ域に占める遷移クリープ域の割合

本研究に供したCr-Mo-V鋼の550°C、応力22及び28kgf/mm²におけるクリープ速度—時間曲線を600°C、応力10kgf/mm²におけるクリープ速度—時間曲線と併せてFig. 4に示す。なお、時間は破断時間、 t_r で規格化して示した。550°Cのいずれの応力においても遷移クリープ域は全クリープ域の20~30%を占めており、また、約10⁴h破断条件の600°Cにおける遷移クリープ域も全クリープ域の30%を占めることがわかる。このように、本研究に供したCr-Mo-V鋼の遷移クリープ域はEvansあるいはWilliamsらの報告、及び彼らの見解^{3)~6)}とは異なり、全クリープ域の20%以上を占め、その応力、時間及び温度依存性は小さい。

4.2 遷移クリープ域における転位下部組織の変化

550°C、応力22kgf/mm²及び600°C、応力10kgf/mm²でのクリープ試験時間の増加に伴う硬さ及びX線回折ピークの半価幅の変化をそれぞれFig. 5(a)及び(b)に示す。いずれのクリープ試験条件においても硬さ及び半価幅はともにクリープ試験時間の増加に伴い減少する。とくに、遷移

Fig. 4. Creep rate-time curves of Cr-Mo-V steel at 550°C-28 and 22kgf/mm² and 600°C-10kgf/mm².

Fig. 5. Changes in (a) hardness and (b) half-value width of Cr-Mo-V steel with creep testing time at 550°C-22kgf/mm² and 600°C-10kgf/mm².

クリープ域における硬さ及び半価幅の低下は大きく、クリープ試験中における全低下量のそれぞれ約1/2及び約3/4である。

as-tempered 材と600℃、応力 10kgf/mm²でのクリープ試験を遷移クリープ域で停止した試料の透過電顕組織を Photo. 1 に示す。as-tempered 材(a)に比べ、10 及び1000h クリープ試験した試料 (b)及び(c)) の転位密度はいずれも低く、また10h に比べ1000h クリープ試験材の転位密度はさらに低い。このように遷移クリープ域において転位下部組織の回復はかなり進行している。な

a) as-temperd
b) 10h
c) 1000h

Photo. 1. Transmission electron micrographs of a Cr-Mo-V steel as-tempered and creep testing for 10h and 1000h at 600℃-10kgf/mm².

お、前述した硬さ及び半価幅の遷移クリープ域における大きな低下は、この転位密度の減少と対応するものである。なお、遷移域で試験を停止した両試料において新たな炭化物の析出は確認されず、粒内炭化物の大きさは as-tempered 材のものに比べわずかに増大していた。

4.3 遷移クリープ挙動に及ぼす前時効処理の影響

本研究に供した Cr-Mo-V 鋼の遷移クリープ域においては、これまで純金属や数種の γ 単相合金について考えられていた加工硬化を示す証拠は全くなく、実験データはいずれもこの領域において軟化が進行していることを示している。

そこで、550℃、22kgf/mm²のクリープ試験において最小のクリープ速度を示した3000hで試験を停止した試料と as-tempered 材の550℃、28kgf/mm²の高応力クリープ試験におけるクリープ速度-時間曲線を Fig. 6 に示す。3000h クリープ試験材の高応力クリープ試験における最小クリープ速度は as-tempered 材に比べより短時間側で得られ、また、その値も大きい。なお、両試料の遷移域におけるひずみ量を算出したところ、as-tempered 材の値に比べ、3000h クリープ試験材における値は半減しており、それぞれ1.8及び0.9%であった。このようにクリープ速度が最小となった時点で試験を停止した試料について高応力クリープ試験を行うとクリープ試験材は as-tempered 材に比べ明らかに軟化していること、また、遷移域が著しく短いことがわかった。この

Fig. 6. Creep rate-time curves at 550℃-28kgf/mm² of Cr-Mo-V steel as tempered and creep interrupted at 3000h at 550℃-22kgf/mm².

点を確認するため意図的に十分に軟化させた試料の遷移クリープ域を検討した。700℃において200hの前時効を as-tempered 材に施し、十分に焼戻した試料を準備した。この前時効材の透過電顕組織を Photo. 2 に示す。Photo. 1(a)に示した as-tempered 材に比べ時効材の転位密度は著しく低く、軟化が十分に進行している。

前時効材の550℃、応力 22kgf/mm²におけるクリープ速度-時間曲線を Fig. 4 に示した as-tempered 材の結果と併せて Fig. 7 に示す。as-tempered 材が全クリープ域に対し約20%を占める長い遷移クリープ域を示すのに対して700℃で200hの前時効を施した試料の遷移クリープ域は著しく短く、全クリープ域に対する割合はわずかに3.5%である。また、前時効を施した試料の最小クリープ速度は as-tempered 材に比べ約10倍大きい、遷移域においては十分に軟化させた前時効材が as-tempered 材に比べ小さなクリープ速度を示した。以上の検討より、Cr-Mo-V 鋼の遷移域におけるクリープ速度は軟化が進行したもの、すなわち転位密度が低く摩擦応力が小さなものほど小さな値を示すという、一見従来の概念^{(17), (23), (24)}とは相反する結果が得られた。

Photo. 2. Transmission electron micrograph of a Cr-Mo-V steel aged for 200h at 700℃.

4.4 Cr-Mo-V 鋼の遷移クリープ現象についての検討

木村らは先に Cr-Mo-V 鋼の加速クリープ域における試験時間の増加に伴うクリープ速度の増加は、旧オーステナイト粒界に沿った回復領域の形成という不均一な組織の拡大に対応したクリープ抵抗の低下によることを明らかにした^{(6), (7), (8)}。また、クリープ抵抗の低下が回復領域の体積率の増加と一義的に相関することを報告した⁽²⁵⁾。このことは Cr-Mo-V 鋼の加速域における任意の時点のクリープ速度は、その時点の組織によって決定されること、すなわち両者の間に平衡状態が保たれていることを示している。この場合、クリープ速度を決定する因子は回復領域の体積率であることから、回復領域の体積率の増加が内部応力、すなわち摩擦応力、 σ_f の低下に対応すると考えられる。木村らは as-tempered 材の回復領域を実測しており^{(10), (11)}このデータに基づき as-tempered 材のクリープ試験時間の増加に伴う摩擦応力の変化を模式的に Fig. 8 に示す。遷移クリープ域においても摩擦応力は回復領域の形成、拡大に対応して時々刻々低下すると考えられる。このことはクリープ速度の増加を意味する。このような考え方にしたがえば、Cr-Mo-V 鋼の遷移域におけるクリープ速度は摩擦応力と平衡したものではなく、従来の遷移クリープの概念では説明できない特異なものであるということになる。このようなことが起こるのは、Cr-Mo-V 鋼の as-tempered 材が従来、遷移クリープ現象が論じられてきた純金属やオーステナイト単相あるいは使用中に析出強化を

Fig. 7. Creep rate-time curves of Cr-Mo-V steel as tempered and aged for 200h at 700℃ at 550℃-22kgf/mm².

Fig. 8. Schematic representation of change in friction stress in Cr-Mo-V steel with creep testing time.

Fig. 9. Schematic representation of change in dislocation density in Cr-Mo-V steel with creep testing time.

働かせる合金のように転位密度の低い、十分に焼戻した状態から使用される材料とは異なり、高密度の転位を熱処理により導入した状態から使用されることにある。従来、遷移域における転位密度の増加は摩擦力の増加と見なされてきたが、あらかじめ高密度の転位が導入されている場合には、全ての転位が不動転位として働くのではなく、可動転位として働く転位も多量に存在していると考えられる。

そこで、一見従来の概念とは相反する Cr-Mo-V 鋼の遷移クリーブ現象を可動転位として働く過剰な転位に起因すると考えて、クリーブ試験時間の増加に伴う転位密度変化を推定し、これを模式図として Fig. 9 に示す。Fig. 9 に ρ_e と示した $(\rho_0 - \rho_m)$ の転位密度は過剰な転位であり、これらはまた可動転位であると考え。遷移域においてはこの過剰な転位は消滅して可動転位の数は減少する。試験開始直後は最も多量の過剰な転位が運動するため as-tempered 材は大きなひずみを生じ、クリーブ抵抗の小さな前時効材よりも大きなクリーブ速度を示したものと考える。また、試験時間が経過すると過剰な転位の数は時々刻々少なくなるためクリーブ速度は減少し、20%を超える長い遷移クリーブ域を生ずると説明される。さらに、過剰な転位のほとんどが消滅するとクリーブ速度はその時点における摩擦応力、すなわち回復領域の体積率に対応した値を示す。さらに試験時間が経過すると回復領域の拡大に伴い摩擦応力は減少してクリーブ速度は増大し、加速クリーブが始まる。したがって、過剰な転位のほとんどが消

滅した時点でクリーブ速度は最小となる。このように Cr-Mo-V 鋼における長い遷移クリーブ域の形成は熱処理時に導入された過剰な転位の消滅により生ずると仮定すると、実験的に観察される遷移域でのクリーブ現象を統一的に説明できる。なお、遷移クリーブ域における変形速度の減少を過剰に導入された転位の消滅により説明することは、前述した対数クリーブの消耗理論と現象論的には類似している。Fig. 7 に示したように遷移クリーブ域におけるクリーブ速度は時間を対数表示すると、クリーブ速度の対数が勾配は -1 で直線的に減少しており、対数クリーブと類似している。

さて、遷移クリーブ域におけるクリーブ変形を熱処理時に導入された過剰な転位の消滅と考えた場合、遷移クリーブ域で生じるクリーブひずみをもたらすに十分な転位があらかじめ存在していたか否かが問題となる。転位のすべり運動による塑性ひずみ、 ϵ は次式で表せる。

$$\epsilon = \rho \cdot b \cdot l \quad \dots\dots\dots(2)$$

ここで、 ρ は可動転位密度、 b はバーガースベクトル、 l は転位の移動距離である。そこで、遷移クリーブ域で生じるクリーブひずみ量を過剰な転位の消滅だけで説明できるかどうかについて検討する。

as-tempered 材と 700℃、200h 単純時効材の 550℃、応力 22kgf/mm² におけるクリーブ速度とクリーブひずみとの関係を Fig. 10 に示す。過剰な転位を減少させた前時効材においては最小クリ

Fig. 10. Relation between creep rate and creep strain of Cr-Mo-V steel as tempered and aged for 200h at 700°C at 550°C-22kgf/mm².

クリープ速度を示す時点でのクリープひずみは0.3%であるが、過剰な転位密度の高い as-tempered 材においては1.4%で約5倍大きい。転位の移動距離は転位が消滅するのに必要な距離であり、最短でも平均転位間隔が必要である。すなわち、転位の移動距離、 l は次式で与えられる。

$$l \geq \rho^{-1/2} \quad \dots\dots\dots(3)$$

(2)及び(3)式より

$$\epsilon \geq \rho \cdot b \cdot \rho^{-1/2} = b \cdot \rho^{1/2} \quad \dots\dots\dots(4)$$

そこで、Fig. 10 と(4)式を用いて、遷移クリープ域でのクリープひずみを生じさせるのに必要な可動転位密度を求めると、最大に見積っても as-tempered 及び前時効材についてそれぞれ 3.0×10^{11} 及び $1.0 \times 10^{10} \text{ cm}^{-2}$ である。一般にマルテンサイト組織の転位密度は約 10^{12} cm^{-2} であると言われている²⁶⁾。したがって、クリープ試験前に存在した過剰な転位の減少だけで遷移クリープ域において生ずるクリープひずみを十分に説明できる。

以上のことから、焼戻した Cr-Mo-V 鋼における遷移クリープは焼入れにより導入された過剰な転位の消滅に起因し、試験時間の増加に伴って過剰な転位数が時々刻々減少するためクリープ速度が減少するものと推論した。

5. 結 論

Cr-Mo-V 鋼の高温クリープにおいて従来の予想に反して比較的長い遷移クリープが生ずる理由を遷移クリープ域におけるクリープ速度及び組織の変化を調べることに検討した結果、以下の結論を得た。

(1)遷移クリープ域は Evans あるいは Williams らの報告とは異なり、全クリープ域の20%以上を占め、また、その応力、時間及び温度依存性は小さい。

(2)硬さ及びX線回折ピークの半価幅はともにクリープ試験時間の増加に伴い減少するが、両者の低下量は遷移クリープ域においてとくに大きく、クリープ試験中における全低下量のそれぞれ約1/2及び3/4である。

(3)遷移クリープ域においては試験時間の経過に伴い転位密度は著しく減少する。

(4) as-tempered 材と700°C, 200hの前時効を施し十分軟化させた試料の550°C, 応力 22kgf/mm²におけるクリープ速度—時間曲線を比較したところ、前時効材のクリープ域に対する遷移クリープ域の割合は as-tempered 材に比べ短く、わずかに3.5%である。また、前時効材の最小クリープ速度は as-tempered 材の値に比べ約10倍大きい、試験開始直後は as-tempered 材よりも小さなクリープ速度を示す。

(5) (1)~(4)の結果より、Cr-Mo-V 鋼の遷移クリープ域においては従来の考え方とは異なり、材料が軟化しているにもかかわらずクリープ速度は長時間減少することがわかった。そこで遷移クリープ域における変形が試験前の熱処理により導入された過剰な転位の消滅により生ずるものと仮定して、遷移クリープ域におけるクリープひずみを生じさせるのに必要な転位密度を求めたところ、クリープ試験前に存在した過剰な転位の減少だけで遷移クリープ域において生ずるひずみ量を十分に説明できることを示した。

(6)以上の結果より、焼入れ、焼戻した Cr-Mo-V 鋼における遷移クリープは熱処理により導入された過剰な転位の消滅に起因し、試験時間の増加に伴い、過剰な転位数が減少するためクリープ速度が減少して、従来の予想とは異なり長い遷移域を

形成したものと結論した。

(文 献)

- 1) O.D.Sherby and P.M.Burke: Prog. Mater. Sci., **13** (1967), 325
- 2) R.W.K.Honeycombe: The Plastic Deformation of Metals, Edward Arnold (1984), 356
- 3) R.W.Evans and B.Wilshire: Creep of Metals and Alloys, The Inst. of Metals (1985), 4
- 4) K.R.Williams and B.Wilshire: Mater.Sci. Eng., **28** (1977), 289
- 5) K.R.Williams and B.J.Cane: Mater.Sci. Eng., **38** (1979), 199
- 6) C.J.Bolton, B.F.Dyson and K.R.Williams: Mater.Sci.Eng., **46** (1980), 231
- 7) R.W.Evans, J.D.Parker and B.Wilshire: Recent Advances in Creep and Fracture of Engineering Materials and Structures, Pineridge Press (1982), 135
- 8) R.W.Evans and B.Wilshire: Creep of Metals and Alloys, The Inst. of Metals (1985), 197
- 9) 松尾 孝, 木佐貫哲也, 田中良平, 小松周一: 鉄と鋼, **70** (1984), 565
- 10) 木村一弘, 木佐貫哲也, 小松周一, 松尾 孝, 田中良平: 鉄と鋼, **71** (1985), 1803
- 11) 木村一弘, 松尾 孝, 菊池 實, 田中良平: 鉄と鋼, **72** (1986), 474
- 12) N.F.Mott and F.R.N.Nabarro: Strength of Solids, Physical Society (1948), 1
- 13) N.F.Mott: Phil.Mag., **44** (1953), 742
- 14) F.Garofalo: Fundamentals of Creep and Creep Rupture in Metals, Macmillan Series in Materials Science (1965), 159
- 15) H.Conrad: Acta Metall., **6** (1958), 339
- 16) H.Conrad and W.D.Robertson: Trans. AIME, **9** (1957), 503
- 17) S.Takeuchi and A.S.Argon: J.Mater.Sci., **11** (1976), 1542
- 18) W.J.Evans and B.Wilshire: Trans.TMS-AIME, **242** (1968), 2514
- 19) D.Sidey and B.Wilshire: Metal Sci.J., **3** (1969), 56
- 20) W.J.Evans and B.Wilshire: Metal Sci.J., **4** (1970), 89
- 21) J.M.Birch and B.Wilshire: J.Mater.Sci., **9** (1974), 871
- 22) J.M.Birch and B.Wilshire: Phil.Mag., **30** (1974), 1023
- 23) C.N.Ahlquist and W.D.Nix: Acta Metall., **19** (1971), 373
- 24) M.Pahutová, T.Hostinský and J.Čadek: Acta Metall., **20** (1972), 693
- 25) K.Kimura, N.Ohi, K.Shimazu, T.Matsuo, R.Tanaka and M.Kikuchi: Scripta Metall., **21** (1987), 19
- 26) G.R.Speich: Trans.TMS-AIME, **245** (1969), 2552

Appendix

Evansらはクリーブ構成式(θ Projection Concept)として次式を提案した^{3),4)}。

$$\dot{\epsilon} = \theta_1 \{1 - \exp(-\theta_2 t)\} + \theta_3 \{\exp(\theta_4 t) - 1\} \dots\dots\dots (A1)$$

(A1)式の両辺を時間, t で微分すると次式のクリーブ速度式が求まる。

$$\ddot{\epsilon} = \theta_1 \theta_2 \cdot \exp(-\theta_2 t) + \theta_3 \theta_4 \cdot \exp(\theta_4 t) \dots\dots\dots (A2)$$

最小クリーブ速度を示す時間, t_m は (A2) 式を時間, t で微分して

$$d^2\epsilon/dt^2 = -\theta_1 \theta_2^2 \exp(-\theta_2 t) + \theta_3 \theta_4^2 \exp(\theta_4 t) \dots\dots\dots (A3)$$

(A3) 式から次式で与えられる。

$$t_m = (1/\theta_2 + \theta_4) \cdot \ln(\theta_1 \theta_2^2 / \theta_3 \theta_4^2) \dots\dots\dots (A4)$$

さらに, Evansらは破断時間を決定する条件を与えるため, 以下に示すように破断伸びを温度, T 及び応力, σ の関数として表した。

$$\epsilon_r = a + bT + c\sigma + d\sigma T \dots\dots\dots (A5)$$

(A1) 式と (A5) 式より破断時間, t_r は次式で求まる。

$$t_r = (\ln \theta_1 - \ln \theta_3 + \ln \epsilon_r) / (\theta_2 + \theta_4) \dots\dots\dots (A6)$$

(A4) 及び (A6) 式より遷移クリーブ域の全クリーブ域に対する割合, t_0/t_r は次式で求まる。

$$t_0/t_r = t_m/t_r$$

$$= (1/\ln\theta_1 - \ln\theta_3 + \ln\epsilon_f) \cdot$$

$$\ln(\theta_1\theta_2^2/\theta_3\theta_4^2) \dots\dots\dots (A7)$$

なお, (A1)式における $\theta_1 \sim \theta_4$ の各パラメータは

いずれも次式のように温度及び応力の関数として表される。

$$\log\theta_i = a_i + b_i T + c_i \sigma + d_i \sigma T \dots\dots (A8)$$