

ステンレス鋼の常温における クリープ変形挙動

天藤 雅之*・竹下 哲郎*・中澤 崇徳*・木村 英隆*・安保 秀雄*

Room Temperature Creep Behavior of Stainless Steels

Masayuki TENDO, Tetsuki TAKESHITA, Takanori NAKAZAWA, Hidetaka KIMURA and Hideo ABO

Synopsis: Room temperature creep behavior has been investigated for typical stainless steels (SUS304, SUS430, SUS410L). The mechanism of creep is discussed in comparison with creep data on a carbon steel (SM400).

The results are summarized as follows:

- 1) Stainless steels showed creep deformation at a stress around 0.2% proof stress. Though creep rate decreased monotonously with increase in time, deformation did not ceased even at a time 1000h. The creep curve of SUS304 steel followed a logarithmic creep law.
- 2) No creep was observed in steel SM400 below a critical strain rate at around 10^{-8}s^{-1} .
- 3) The facts that interstitial free steels showed room temperature creep, and that SUS304 steel showed no creep at 300°C suggest that the suppression of creep can be attributed to the dynamic strain aging due to the interaction between dislocation and interstitial carbon and nitrogen atoms.

Key words: stainless steel; carbon steel; creep; room temperature creep; interstitials; diffusion; dynamic strain aging.

1. 緒言

デザインの多様化とメンテナンスフリーの要求から、ステンレス鋼の建築物への適用が年々増加している。また最近では、その優れた耐候性と機械的性質を活かして、ステンレス鋼を構造用鋼材として使用しようとする動きが見られる。こうした社会的要請を受けて、ステンレス鋼を一般構造用鋼材として建築法規上、公認するための活動が建設省、ステンレス協会を中心に展開されている¹⁾。一方、ステンレス鋼には、一般構造用の炭素鋼とは異なった機械的特性がある。例えばSUS304に代表されるオーステナイト系ステンレス鋼は明確な降伏点現象を示さず、降伏後直ちに歪硬化域に入る応力-歪関係を示すことが知られている。さらに特徴的なのはステンレス鋼が常温でクリープ変形することである。構造物を設計する場合、その許容応力は長期応力、すなわち構造材料に常時作用する応力に対して決まるものであるから、クリープ変形は考慮すべき重要な性質であることは容易に推察される。また建築構造物で多用されている高力ボルトによる摩擦接合では、局部的に降伏応力以上の圧縮応力がかかり、そこでのクリープ変形が締結力低下の原因となると考えられている²⁾。このように実用上重

要な特性であるにもかかわらず、ステンレス鋼の常温クリープに関する報告例は少なく^{3)~7)}、その機構を調べた論文は見あたらない。

本論文では、代表的なオーステナイト系ステンレス鋼SUS304とフェライト系ステンレス鋼SUS430, SUS410Lの常温でのクリープ変形特性について報告する。そして一般構造用炭素鋼SM400の試験結果と比較しながら、ステンレス鋼の常温でのクリープ変形機構について考察を加える。

2. 実験方法

2・1 供試鋼

Table 1に供試鋼の化学成分を示す。表中のSUS304, SUS430, SUS410LおよびSM400は工場で製造された厚さ18~35mmの厚板である。ステンレス鋼はいずれも熱間圧延した後、熱処理を施してある。またTi-IFは実験室の真空溶解炉で溶解した高純度鋼で、侵入型不純物元素の影響を排除するためにCおよびNの含有量を極力低減し、さらにTi添加によりそれら元素を固定したものである。本鋼を厚さ20mmまで熱間圧延した後、炭化物析出熱処理(750°Cで1h保持後、炉冷)を施した。常温クリープ試験片および引張試

Table 1. Chemical compositions of steels used. (wt%)

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	N	others
SUS304	0.054	0.61	0.87	0.037	0.010	9.23	18.86	0.026	
SUS430	0.062	0.50	0.35	0.019	0.006	—	16.34	0.016	
SUS410L	0.019	0.44	0.43	0.022	0.009	—	12.11	0.008	
SM400	0.173	0.16	0.70	0.029	0.008	—	—	0.002	
Ti-IF	0.002	0.016	0.11	0.004	0.008	—	—	<0.001	Ti: 0.06

試験片は、供試鋼の板厚中央から圧延方向に平行に採取した。Table 2にその引張試験結果を示す。平行部直径7 mm、標点間距離35mmの引張試験片を使用し、インストロン型引張試験機で0.2%耐力までは $4 \times 10^{-4} \text{s}^{-1}$ 、それ以後は $4 \times 10^{-3} \text{s}^{-1}$ の歪速度で引張試験を行った。

2・2 常温クリープ試験

常温クリープ試験にはレバー式クリープ試験機を使用した。クリープ試験片は平行部直径6 mm、標点間距離30mmのツバ付き試験片とした。試験機概略図をFig. 1に示す。伸び測定には二個の高精度リニアゲージを使用し、標点間距離を1 μm 精度で測定した。測定は所定の荷重を負荷した直後から開始し、最大1000hまで継続した。負荷直後の速い変形に対応できるようにパーソナルコンピューターを使い、高速でデータを採取・収納できるようにした。クリープ試験中は室温を $25 \pm 2^\circ\text{C}$ に保った。

3. 実験結果

3・1 オーステナイト系ステンレス鋼の常温クリープ挙動

オーステナイト系ステンレス鋼の代表的鋼種であるSUS304と一般構造用炭素鋼SM400に295MPaの応力を負荷したときのクリープ曲線をFig. 2に示す。いずれの鋼種に対しても負荷応力は降伏応力以上であるため、負荷と同時に2～3%程度の伸びが観察される。SUS304はこの初期変形に続いて、クリープ変形が観察された。その変形速度は経過時間とともに減少しているが、1000h経過後もクリープ変形は継続した。一方、SM400は初期変形直後にクリープ変形が観察されたが、数時間以内に変形は停止し、それ以降クリープ変形は全く認められなかった。このようにオーステナイト系ステンレス鋼と一般構造用炭素鋼では、常温でのクリープ変形挙動に顕著な差が認められた。

負荷応力を変化させた場合のクリープ曲線の変化をFig. 3に示す。クリープ変形量を時間tの対数でプロットすると、いずれの負荷応力においても直線的な関係を満足する。す

Table 2. Mechanical properties of steels used.

	0.2%P. S. (MPa)	T. S. (MPa)	El. (%)
SUS304	265	623	65
SUS430	286	657	35
SUS410L	270	—	—
SM400	(252)	441	30
Ti-IF	86	247	62

0.2%P. S. : 0.2% Proof Stress () : Upper Yield Stress
 T. S. : Tensile Strength El. : Elongation

なわち、次式のような対数クリープとして表すことができる。

$$\epsilon = \alpha \log t + \beta \quad (1)$$

ϵ は初期変形を含む全伸び(%), t は時間(h), α および β は負荷応力に依存する定数である。この関係はA.M. Nomineら⁹⁾あるいはW. Schmidtら¹⁰⁾がSUS316で得た実験結果と一致する。ただし、高応力、長時間側で勾配(α)が若干減少する傾向が見られる。

Fig. 4に(1)式中でクリープ速度に相当する α , および応力負荷時の弾性歪および塑性歪を含む1h後の全歪 β の負荷応力依存性を両対数軸で示す。 β は負荷応力の増加とともに直線的に増大しており、その勾配は4.6である。一方、 α の応力依存性には素材の0.2%耐力に対応する応力付近で屈曲点が現れ、それより低応力側での傾きは5.7, 高応力側での傾きは1.7となる。屈曲点が0.2%耐力付近に現れること

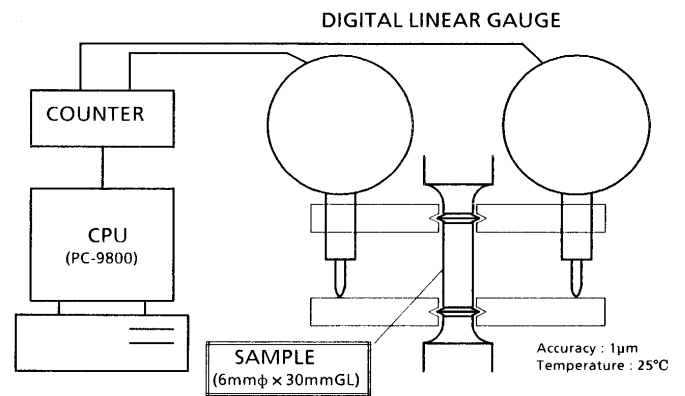


Fig. 1. Schematic diagram of creep testing machine.

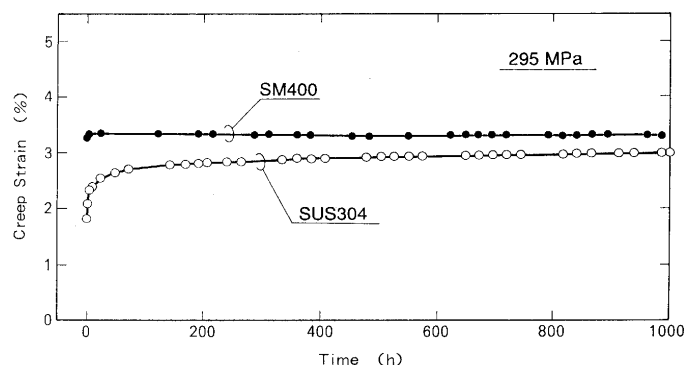


Fig. 2. Creep curves of SUS304 and SM400 at 295 MPa.

から、高応力側での応力依存性の減少は、応力負荷時の塑性変形で素材が加工硬化するためと考えられる。すなわち、高応力側では応力の増大とともに負荷直後に導入される転位密度も上昇し、その転位間の相互作用によりクリープ変形が抑制されると考えられる。この両対数グラフから α 、 β の応力依存性は、次式のように近似できる。

$$\alpha = 2.7 \times 10^{-15} \sigma^{5.7} \quad (\sigma \leq 300 \text{ MPa})$$
$$2.2 \times 10^{-5} \sigma^{1.7} \quad (\sigma > 300 \text{ MPa})$$
$$\beta = 9.7 \times 10^{-12} \sigma^{4.6}$$

..... (2)

3・2 フェライト系ステンレス鋼の常温クリープ挙動

Fig. 5にフェライト系ステンレス鋼SUS430およびSUS410 Lに295MPaの応力を負荷したときの常温クリープ曲線を示す。いずれも常温でクリープ変形し、SUS304同様に1000h経過後もクリープ変形は継続した。この実験結果から、オーステナイト系ステンレス鋼と炭素鋼の常温クリープ変形挙動の差は、単にfccとbccの結晶系の差に起因していないと推察される。

Fig. 6にSUS430で負荷応力を変化した場合のクリープ曲線の変化を示す。SUS430は対数クリープ則を満足せず、いずれの応力においても長時間側で勾配が減少する凸型の曲線を描く。しかし、その勾配が0になることはなく、SM400のようにクリープ変形が停止する現象は見られなかった。

4. 考察

4・1 オーステナイト系ステンレス鋼の常温クリープ機構

本実験によって、オーステナイト系ステンレス鋼およびフェライト系ステンレス鋼はいずれも常温でクリープ変形し、1000h経過後もクリープ変形が継続することことが明らかに

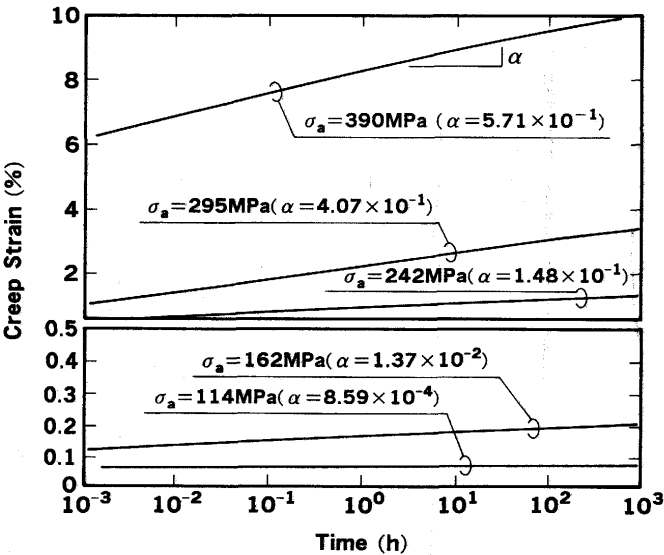


Fig. 3. Creep curves of SUS304 on semilogarithmic scale at different stresses.

なった。一方、炭素鋼SM400は負荷直後に若干クリープ変形を示すが、数時間以内で変形は停止し、それ以降クリープ変形が観察されなかった。著者らは、常温におけるクリープ変形挙動の差が、侵入型固溶元素の挙動の差に起因していると推定し、クリープ変形におよぼすCおよびNの影響を調べた。

まず炭素鋼中のCおよびNの影響を調べるため、それら元素の影響を排除したTi-IFの常温クリープ試験を行った。その結果をFig. 7に示す。Ti-IFはステンレス鋼と同様な常温

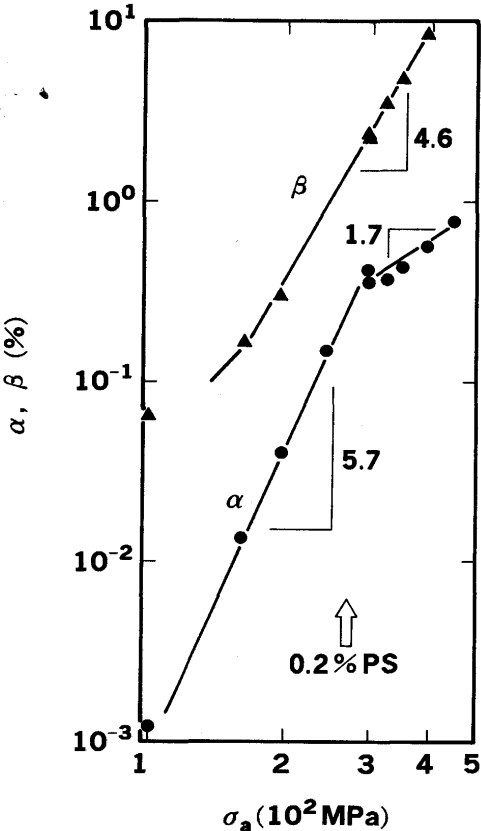


Fig. 4. Applied stress dependence of coefficients α and β for SUS304.

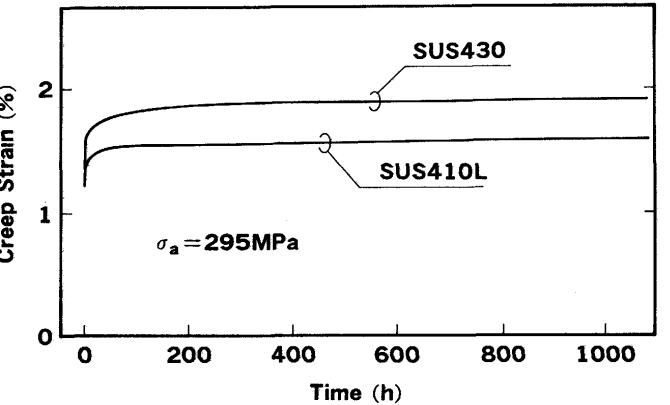


Fig. 5. Creep curves of ferritic stainless steels SUS430 and SUS410L at 295 MPa.

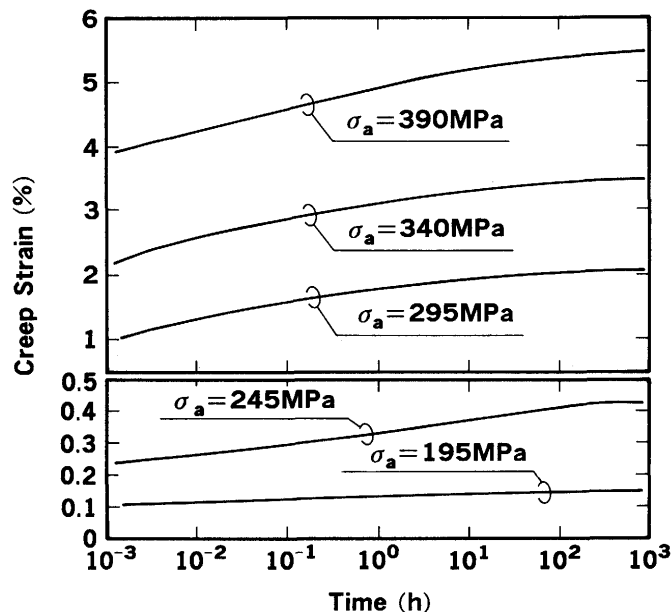


Fig. 6. Creep curves of SUS430 on semilogarithmic scale at different stresses.

クリープ変形挙動を示し、変形は1000h経過後も継続した。この結果から、常温でのクリープ変形挙動に対してCあるいはNなどの侵入型元素が重要な役割を果たしていることが確認された。

ステンレス鋼および炭素鋼のいずれにもCおよびN原子は固溶している。しかし常温での拡散能は両者で著しく異なる。今までに報告されている α 鉄およびオーステナイト系ステンレス鋼中のCおよびN原子の拡散係数の温度依存性をFig. 8に示す^{8)~10)}。なお、オーステナイト系ステンレス鋼中の室温付近での拡散係数は、高温で測定されたデータを室温まで外挿したものである。 α 鉄中に比較して、オーステナイト系ステンレス鋼中のCおよびN原子の拡散係数が、室温付近で著しく小さい。室温におけるクリープ挙動の差は、この侵入型原子の拡散能の差に起因していると推定される。そこで侵入型元素の拡散の影響を調べるため、試験温度を変えてクリープ試験を行った。Fig. 9にSUS304の室温、100°C、300°Cのクリープ曲線を示す。試験温度の上昇とともに初期変形量は増大するが、クリープ変形量は逆に減少する。そしてオーステナイト系ステンレス鋼中の侵入型元素の拡散係数が、炭素鋼中の室温での拡散係数と等しくなる温度、すなわち300°CにおいてSUS304のクリープ変形が著しく抑制される。このクリープ変形量の逆温度依存性は、CあるいはNの拡散能が高くなるほどクリープ変形量が小さくなることを示している。これは、運動する転位と拡散性の侵入型元素とで強い相互作用が働き、それにより転位の運動が抑制される、いわゆる動的歪時効と考えられる。炭素鋼のように常温でクリープ変形が停止するか、あるいはステンレス鋼のように長時間クリープ変形が継続するかは、常温においてCあるいはNによって動的歪時効が生じるか否かで決

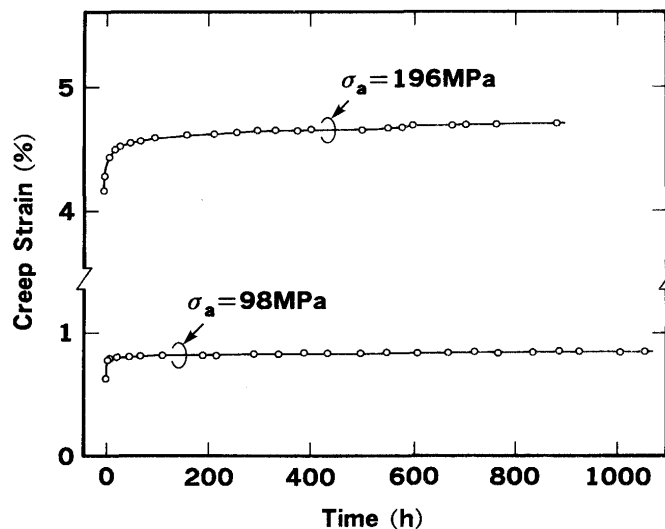


Fig. 7. Creep curves of interstitial-free steel (Ti-IF) at 98 and 196 MPa.

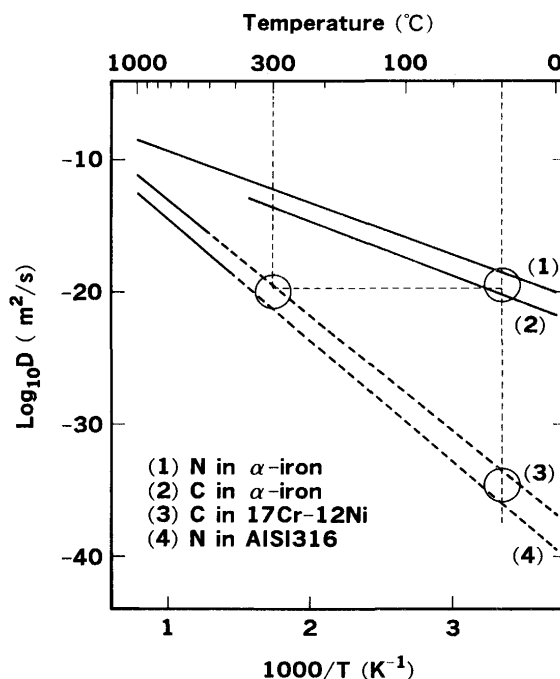


Fig. 8. Diffusion coefficients of interstitials in α -iron and austenitic stainless steels.

まるものと考えられる。すなわち、炭素鋼ではCおよびNの拡散能が高く、常温で動的歪時効が生じ、クリープ変形が著しく抑制される。一方、オーステナイト系ステンレス鋼では常温で動的歪時効が生じず、クリープ変形が継続すると思われる。

このような運動する転位と拡散性の侵入型原子の相互作用では変形温度とともに変形速度、つまり転位の移動速度が重要な因子となる。一定の変形温度では、転位と侵入型原子とが相互作用を生じる臨界速度が存在する。

SUS304およびSM41に295MPaの応力を負荷し、その後の

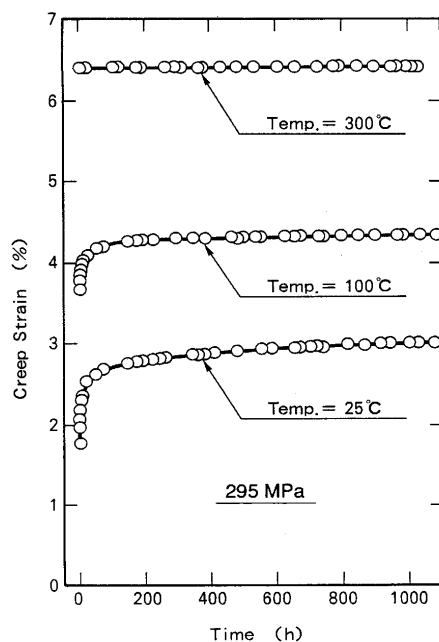


Fig. 9. Effect of testing temperature on creep curves of SUS304.

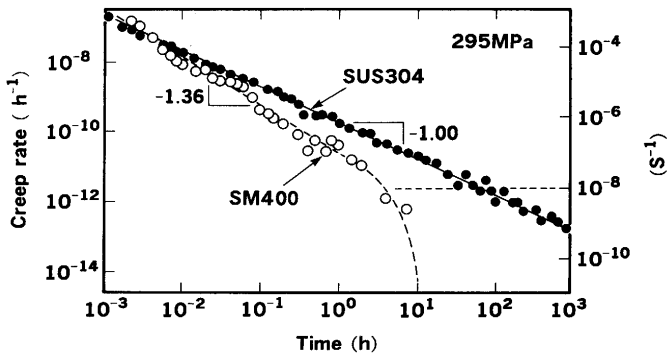


Fig. 10. Creep rate vs. time curves of SUS304 and SM400 at 295 MPa.

クリープ速度の変化を詳細に測定した結果をFig. 10に示す。SUS304のクリープ変形量は(1)式で示す対数クリープ則を満足することから、そのクリープ速度の時間変化は、両対数プロットで直線関係を示し、その傾きは-1に等しくなる。一方、SM41も応力負荷直後のクリープ速度は、対数時間軸に対して直線的に減少するが、 10^{-8}s^{-1} に到達した直後からクリープ速度は急激に低下する。そして、それ以降はクリープ変形が観察されなくなる。このようなクリープ速度の急激な低下はSUS304には見られず、 10^{-8}s^{-1} 以下でも直線的に速度を減少しながらクリープ変形が継続する。このようにSM41が歪速度: 10^{-8}s^{-1} を境に急激に変形を停止するのは、運動する転位と拡散性の侵入型元素とが強い相互作用を発生するためと考えられる。炭素鋼の常温クリープでは、 10^{-8}s^{-1} が動的歪時効を発生させる臨界歪速度であることが推測できる。次に、オーステナイト系ステンレス鋼

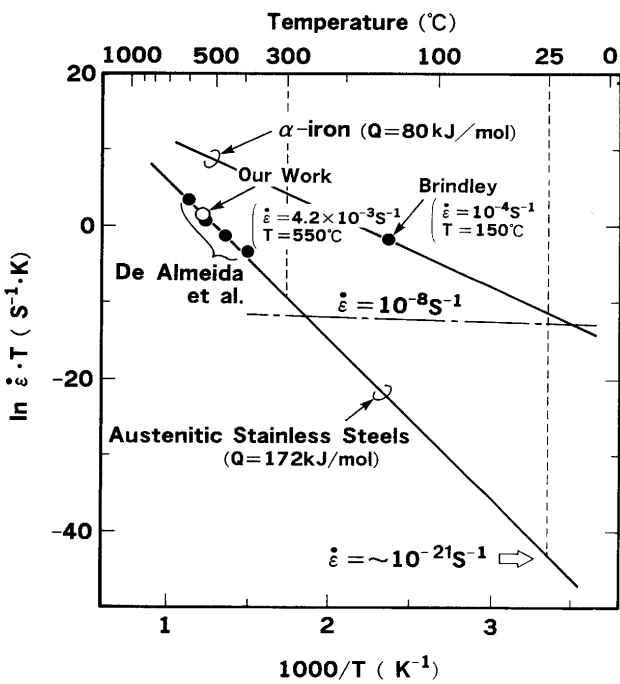


Fig. 11. Relationship between $\ln(\dot{\epsilon} \cdot T)$ and $1/T$ for dynamic strain aging caused by interstitials in austenitic stainless steels and carbon steels.

において、CあるいはNの侵入型原子によって動的歪時効を発生する条件を考察する。

運動する転位と溶質原子が相互作用を生じるための臨界条件は、転位の移動速度 V_d と溶質原子の拡散移動速度 V_s が等しくなることであると考えられている。固溶原子が転位との相互作用のもとで移動する速度 V_s は、

$$V_s = DF/kT \quad (3)$$

で与えられる¹¹⁾。Dは固溶原子の拡散係数、Fは転位と固溶原子の間の相互作用、kはボルツマン定数、Tは絶対温度である。一方、転位の平均移動速度 V_d は

$$V_d = \dot{\epsilon} / \rho b \quad (4)$$

で与えられる。 $\dot{\epsilon}$ は歪速度、 ρ は転位密度、bはバーガースベクトルである。上式から臨界条件は、

$$\dot{\epsilon} T = (\rho b F / k) \cdot D_0 \exp(-Q/RT) \quad (5)$$

となる。 D_0 は頻度因子、Qは拡散の活性化エネルギー、Rはガス定数である。ここで $\rho b F$ を一定と仮定すると $\ln(\dot{\epsilon} T)$ と $1/T$ は直線関係を満足し、その傾きは $-Q/R$ に等しくなる。

また、運動する転位と溶質原子の相互作用によって生じる現象として、一定の引張速度での試験中に現れる鋸歯状変形が知られている(Portevin-LeChatelier効果)。そこで、今までに報告されているオーステナイト系ステンレス鋼および炭素鋼の鋸歯状変形の発生条件¹²⁾¹³⁾と、炭素原子の拡散

の活性化エネルギー（それぞれ172kJ/mol⁹⁾、80kJ/mol⁸⁾）を使い、(5)式を室温付近まで外挿したのがFig. 11である。この図から炭素鋼が、室温でC原子により動的歪時効を発生する歪速度は 10^{-8}s^{-1} オーダーで、常温クリープ試験において急激な減少を始める歪速度と一致する。一方、室温のオーステナイト系ステンレス鋼中の炭素原子が転位に作用する臨界歪速度 10^{-21}s^{-1} と著しく小さく、常温クリープ試験では実際に到達しえない歪速度といえる。

以上の考察から、常温クリープ試験での歪速度の変化を模式的に表したのがFig. 12である¹⁴⁾。金属に一定の応力を負荷させた場合、負荷と同時に歪速度 $\dot{\epsilon}$ が急激に上昇する。一方で転位密度 ρ も高くなり、転位間の相互作用により転位の移動速度 V_d も急激に減少する。そして、ある時点 t_w から歪速度は減少に転じる。 t_w までは非常に速く進行するために、今回の常温クリープ試験で測定できたのは t_w 以降の変化である。オーステナイト系ステンレス鋼では溶質原子による動的歪時効が生じないため、歪速度を単調に減少させながらクリープ変形が継続する。一方、炭素鋼では溶質原子の拡散速度が大きく、動的歪時効が発生する転位の臨界速度 V_c は高い。そのため応力を負荷してから数時間以内にこの臨界速度に到達する。動的歪時効が発生すると、転位の運動は著しく抑制され、歪速度 $\dot{\epsilon}$ も急激に低下する。常温クリープ試験では引張試験と異なり、負荷応力が一定である。したがって、溶質原子の相互作用から転位が脱出するために必要な過剰応力は与えられず、結果的に可動転位が固着されることになり、クリープ変形が観察されなくなると考えられる。

4・2 フェライト系ステンレス鋼の常温クリープ機構

Fig. 13にSUS430およびSUS410Lに295MPaの応力を負荷した直後のクリープ速度の変化を示す。フェライト系ステンレス鋼では歪速度の減少速度がオーステナイト系ステン

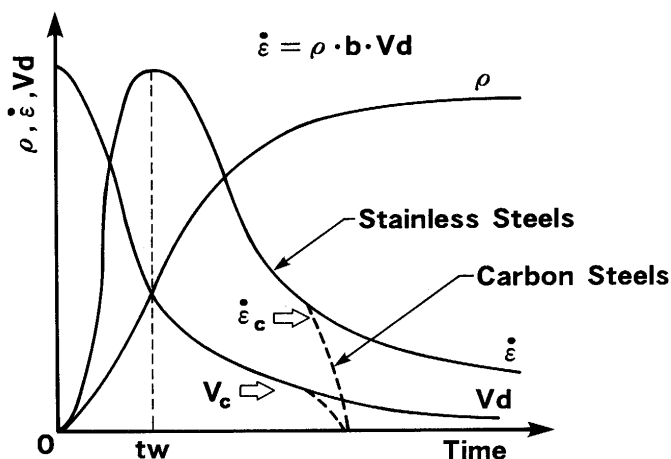


Fig. 12. Schematic representation of changes in dislocation density (ρ), strain rate ($\dot{\epsilon}$) and dislocation velocity (V_d) with time for stainless steels and carbon steels.

レス鋼よりも大きく、両対数軸でその傾きは-1.15となる。この傾きが-1より小さいために、クリープ曲線が対数時間軸に対して凸型の曲線を描く。フェライト系ステンレス鋼においても、炭素鋼のような歪速度が急激に減少する現象は見られず、本実験の歪速度範囲では溶質原子による動的歪時効が生じていないと考えられる。これはフェライト系ステンレス鋼中のCrがCおよびNの拡散速度を減少させ、動的歪時効を発生する臨界歪速度が、オーステナイト系ステンレス鋼同様に著しく低下しているものと考えられる。これらの結果から、CおよびNの拡散係数の低いステンレス鋼ではオーステナイト系、フェライト系いずれも常温クリープ変形が長時間継続し、炭素鋼のように動的歪時効によりクリープ変形が停止することはないと考えられる。

5. 結言

オーステナイト系ステンレス鋼SUS304、フェライト系ステンレス鋼SUS430およびSUS410L、さらには炭素鋼の常温におけるクリープ変形挙動を調査し、次のような知見を得た。

1) SUS304は常温においてクリープ変形し、1000h経過後も変形は継続する。そのクリープ変形量は下式の対数クリープ則を満足する。

$$\epsilon = \alpha \log t + \beta$$

ϵ は初期変形を含む全伸び、 t は時間、 α および β は負荷応力に依存する定数である。

2) 一般構造用鋼SM41は応力負荷直後にクリープ変形を生じるが、 10^{-8}s^{-1} の歪速度を境として急激に変形が抑制され、それ以降クリープ変形は認められなくなる。

3) CおよびNの侵入型元素の影響を排除した α 鉄ではSUS304同様の常温クリープが観察されること、およびSUS304においても試験温度を上げるとクリープ変形が抑制されることから、常温でのクリープ変形には侵入型元素の拡散が重要な役割を果たしている。

4) SM400で常温のクリープ変形が抑制されたのは、拡

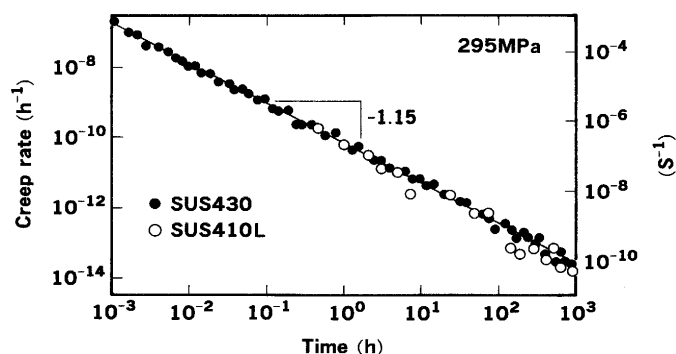


Fig. 13. Creep rate vs. time curves of ferritic stainless steels SUS430 and SUS410L at 295 MPa.

散性の侵入型原子が運動する転位を強く抑制する動的歪時効が発生したためと考えられる。ステンレス鋼中のCおよびNの拡散能は著しく小さいため、動的歪時効は発生せず、クリープ変形が長時間継続すると考えられる。

5) フェライト系ステンレス鋼も同様に長時間変形が継続する。しかし、その変形量は対数クリープ則には従わない。

以上のことから、オーステナイト系ステンレス鋼およびフェライト系ステンレス鋼は常温でクリープ変形が長時間継続することが明らかになったが、構造用鋼材の設計許容応力は耐力の1/1.5であり、この応力レベルではクリープ変形量は非常に小さい。SUS304で(1)および(3)式から推定すると、初期変形を除くクリープ変形量は10年間で0.1%程度で構造上は問題ないと考えられる。しかし、耐力程度の応力が負荷された場合、クリープ変形量が1年間で1%程度になると予想される。したがって、高力ボルト接合のように局部的に応力が高くなる場合は、常温におけるクリープ変形は考慮すべき重要な特性といえる。

最後に、本研究遂行にあたり有益な御助言・御指導をい

ただいた京都大学名誉教授 高村仁一博士に深謝いたします。

文 献

- 1) 本吉忠雄:特殊鋼, **37** (1988) 8, p.6
- 2) 志村保美, 井上隆夫, 青木博文, 中澤崇徳, 竹下哲郎, 山田健二:日本建築学会関東支部研究報告書, (1989), p.165
- 3) 寺井庄治:材料試験, **8** (1959), p.32
- 4) R. Sandstrom and H. Bergqvist: Scand. J. Metall., **6** (1977), p.156
- 5) A.M. Normine, D. Dubois, D. Miannay, P. Balladon and J. Heritier: Low-cycle Fatigue and Life Prediction, STP770, (1980), p.45
- 6) W. Schmidt and A. Steinen: Materialprufung, **14** (1972), p.183
- 7) 緒方俊夫, 石川圭介:低温工学, **21** (1986), p.25
- 8) A.E. Load, Jr. and D.N. Beshers: Acta Metall., **14** (1966), p.1659
- 9) R.A. Perkins and P.T. Carlson: Metall. Trans., **5** (1974), p.1511
- 10) J. Hirvonen and A. Anttila: Applied Physics Letters, **46** (1985), p.835
- 11) A.H. Cottrell: Dislocations and Plastic Flow in Crystals, (1953), p. 136 [Oxford at the Clarendon Press]
- 12) B.J. Brindley and J.T. Barnby: Acta Metall., **14** (1966), p.1765
- 13) L.H. de Almeida, I. Le May and S.N. Monteiro: Scr. Metall., **19** (1985), p.1451
- 14) 角野浩二:結晶の塑性(日本金属学会編), (1977), p.425 [丸善]