



講座 核融合構造材料における機械的特性の評価法とデータ解析

2. 引張試験・高温クリープ試験手法とデータ解析の実例

2. Method and Data Analysis Example of Tensile Test and Creep Test

長坂琢也

NAGASAKA Takuya

自然科学研究機構 核融合科学研究所

(原稿受付：2015年4月10日)

核融合炉材料研究の分野で行われている引張試験，クリープ試験の手法とデータ解析について解説する．引張特性値としては，よく用いられる，降伏応力，0.2%耐力，最大引張強さ，均一伸び，全伸び，絞りについて説明する．クリープ特性値については，クリープ破断時間，クリープ破断伸び，最小クリープ速度，平均クリープ速度について説明する．それぞれの試験について，微小試験片を用いた試験の結果の解析における注意点も述べる．試験結果を機器の設計や，その挙動予測に生かすために近似解析が用いられる．近似の背景にあるのは経験式であるが，それを前提とした場合に引張特性とクリープ特性がどのように理解できるのか議論する．

Keywords:

fusion reactor material, structural material, deformation, strength, elongation, creep rate, creep rupture time

2.1 引張試験

2.1.1 引張試験データの解析

標準的な引張試験法は，日本工業規格 JIS Z2241「金属材料引張試験方法」[1]及びJIS G0567「鉄鋼材料及び耐熱合金の高温引張試験方法」[2]に詳述されている．図1に核融合材料の研究で実際に用いられた引張試験片を示す[3-5]．JIS G0567及びJIS Z2241-14Bは上述の日本工業規格にもとづいた試験片であり，SSJ-3は中性子照射試験のために開発された規格外の微小試験片である．試験片の微小化には，照射体積の有効利用，照射後の放射能が取扱い可能なレベルまで減衰するのに必要な待ち時間（冷却期間）の短縮，放射性廃棄物の低減といった利点がある． L_T は試験片の全長であり， P は平行部の長さである．丸棒試験片の場合にはその直径を D で，板状試験片の場合には厚さと幅をそれぞれ T_S と W で示している．図中では次の式で表され

る平行部の断面積を示している．試験前の平行部の断面積を原断面積と呼ぶ．

$$\text{丸棒試験片の原断面積 } S_0 = \frac{\pi D^2}{4} \quad (1)$$

$$\text{板状試験片の原断面積 } S_0 = T_S W \quad (2)$$

図2に引張試験の模式図を示す．試験片は試料ホルダーに固定される．図1のJIS G0567は掴み部がねじ込み式である．JIS Z2241-14B及びSSJ-3のための試料ホルダーは掴み部を挟み込む方式である．毎回同じ場所を掴むために，試験片の掴み部には位置出し用のピン穴が加工してある．試料ホルダーはセンターロッドに接続される．図2において試験片より下は試験中に動かない部分である．試験片より上のセンターロッドは，クロスヘッドに接触せず，直接ロードセルに接続されている．クロスヘッドが速度 v_C で上

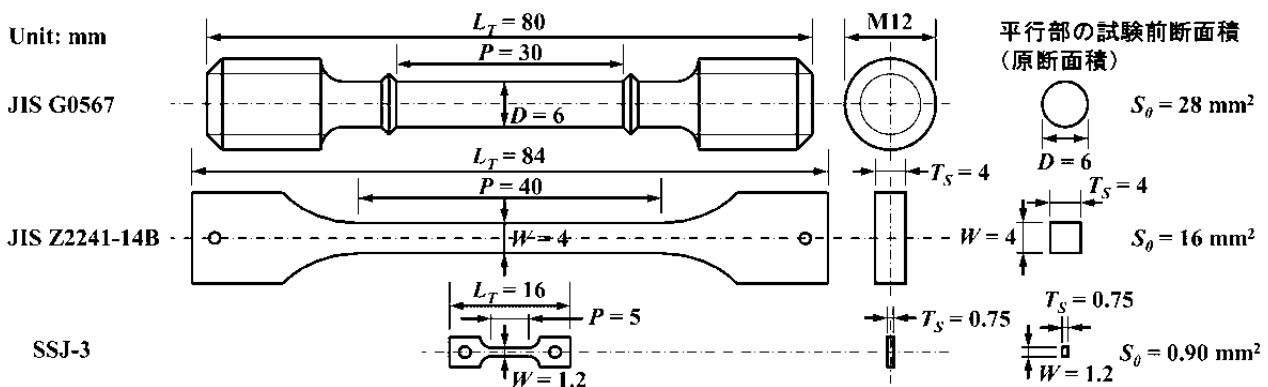


図1 核融合研究で使用実績のある引張試験片．

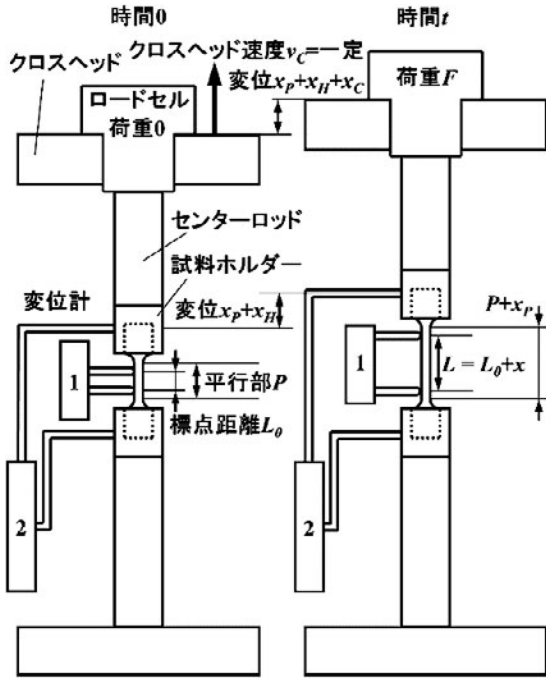


図2 引張試験の模式図.

方向に動くことで試験片に荷重 F がかかり、それがロードセルで測定される。よく行われる引張試験では速度 v_c は一定である。荷重 F を試験片の原断面積 S_0 で割った値が公称応力である。

$$\text{公称応力 } \sigma = \frac{F}{S_0} \quad (3)$$

公称と断りがあるのは、平行部が伸びるのにしたがって実際の断面積は小さくなることを無視し、分母に原断面積を使用しているためである。試験片に荷重がかかると、最も断面積の小さい平行部の応力が最も大きくなるので一番伸びることになる。このときの伸びは変位計で測定される。図中の変位計1は直接試験片に接触するタイプである。試験前の変位計の腕の間隔は伸びの基準となる長さ、標点距離 L_0 である。標点距離 L_0 は前述の日本工業規格 JIS Z2241 によると、

$$\text{標点距離 } L_0 = 5.65\sqrt{S_0} \quad (4)$$

である[1]。変位計1の測定値を変位 x とすると、公称歪 ϵ は次の式で与えられる。

$$\text{公称歪 } \epsilon = \frac{x}{L_0} \quad (5)$$

公称と呼ぶのは、分母の基準とするべき長さが伸びとともに大きくなっていくのにも関わらず、試験前の標点距離 L_0 を使用するためである。室温以外の試験で、試験片の周囲に恒温槽容器や加熱器を設ける場合には変位計1を取り付けられない場合がある。SSJ-3を用いた微小試験では、この理由に加え変位計1が取り付けられるだけの十分な空間が取れない。その場合には変位計2で示すように、試料ホルダーから変位計を設置できる場所まで腕を伸ばし、試料

ホルダーの変位を測定し代用する。この場合には、標点距離には試験前の平行部の長さ P を用いる。公称歪は平行部の伸び x_p を用いて、

$$\text{公称歪 } \epsilon = \frac{x_p}{P} \quad (6)$$

と求められるはずである。しかし実際に変位計2で計測できる変位は、平行部の伸び x_p に加え、平行部以外の試験片と試料ホルダーの伸び x_H を含んでいるので、 $x_p + x_H$ で表され x_p よりも大きい。さらに簡便に変位を測定するためにクロスヘッドの変位も利用される。この変位はセンターロッドの伸びなど、試験機全体の剛性を反映した伸び x_C を含むのでさらに大きくなり $x_p + x_H + x_C$ と表すことができる。クロスヘッドを一定速度 v_c で動かす場合には、試験の経過時間 t からこのクロスヘッド変位が得られる。

$$x_p + x_H + x_C = v_c t \quad (7)$$

変位計1の変位 x の代わりに変位計2の変位 $x_p + x_H$ やクロスヘッド変位 $v_c t$ を用いる場合には、変位の測定精度が悪いことに注意しなければならない。その注意点については2.1.2節で述べる。

図3に引張試験で得られる公称応力-公称歪線を模式的に示す。応力が歪とともに直線的に増加する部分は弾性変形を表し、その範囲で荷重を取り除けば試験片は元の長さに戻る。その弾性係数がヤング率 E である。さらに応力が増加すると直線から外れ、荷重を取り除くと弾性変形分は収縮するが、元の長さには戻らず永久変形が残る。そのような変形を塑性変形または加工と呼ぶ。図で示すように、歪 ϵ は弾性歪 ϵ_{el} と塑性歪 ϵ_{pl} の和であり、それぞれの成分は次のように書くことができる。

$$\text{公称弾性歪 } \epsilon_{el} = \frac{\sigma}{E} \quad (8)$$

$$\text{公称塑性歪 } \epsilon_{pl} = \epsilon - \frac{\sigma}{E} \quad (9)$$

引張特性値を求めるためには、図の点線で示した4本の平行な直線を引く。点線(1)はその傾きから E を求めるためのものである。この直線から応力-歪曲線が外れる塑性変形の開始点が降伏点で、このときの応力が降伏応力 σ_y である。しかし、応力-歪曲線が徐々に直線から離れていく場合には、降伏点は必ずしも明瞭ではない。降伏応力の測定

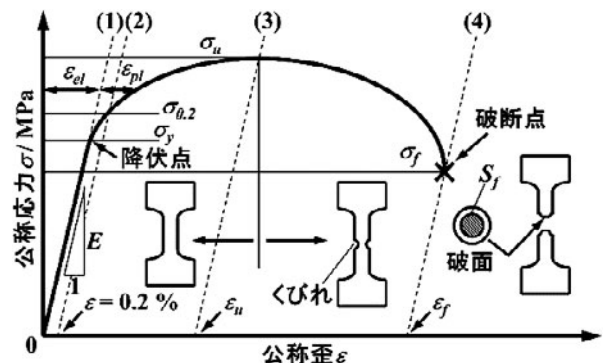


図3 引張試験で得られる公称応力-公称歪曲線の解析.

誤差を小さくするため、塑性歪 $\epsilon_{pl} = 0.2\%$ のときの応力 $\sigma_{0.2}$ を降伏応力とみなすことが多い。この降伏応力は 0.2% 耐力と呼ばれる。点線(2)は歪軸上の 0.2% を通り、(1)と平行な線である。(1)と平行にするのは、(9)式にもとづき弾性変形分 σ/E を取り除き、塑性変形量 ϵ_{pl} を評価するためである。降伏後も歪とともに応力が増加するのは、塑性変形に必要な力が大きくなっていくことに対応し、これは加工硬化と呼ばれる。やがて応力は最大値をとり、これが最大引張強さ σ_u である。その後応力が減少するのは軟化するからではなく、平行部の一部にくびれができて断面積が減少するためである。くびれができると断面積が減少した分、周囲よりも応力が大きくなる。これを応力集中と呼ぶ。応力集中により試験片はくびれの部分でしか伸びなくなる。点線(2)と平行で、応力が最大となる点を通る点線(3)と歪軸との交点は、材料が均一に変形できる限界を表す均一伸びまたは一様伸び ϵ_u である。やがて試験片は破断に至る。点線(3)と平行で、破断点を通る点線(4)と歪軸との交点は、全伸びまたは破断伸び ϵ_f である。特に断りがない場合、均一伸びと全伸びは塑性伸びを指す。破断後の破面を平行部の長さ方向から観察すると、くびれがある場合には外側に平行部の側面が、中心には断面積が最小となり最後に破断した部分がある。この破断後の試験片の最小断面積 S_f を測定すると、絞り R_A が次の式で求められる。

$$\text{絞り } R_A = \frac{S_0 - S_f}{S_0} \quad (10)$$

図中の σ_f は破断時の公称応力を示しているが、これを求めるには原断面積が使用されている。原断面積ではなく破断後の最小断面積を用いると、次の式の通り破断時の真応力 σ_{tf} が求められる。

$$\text{真破断応力 } \sigma_{tf} = \frac{\sigma_f S_0}{S_f} \quad (11)$$

破断後の観察では弾性変形がなくなる分だけ断面積は大きくなっているが、真応力は塑性変形分の断面減少に対して定義される。破断前の真応力を求めるには試験中の断面積を測定しなければならないが、均一変形をしている間は次のように求めることが可能である。塑性変形では体積変化が無いので、試験片の長さの塑性変形分が $L_0(1+\epsilon_{pl})$ のとき、断面積 S は $S_0/(1+\epsilon_{pl})$ となる。よって、真応力 σ_t は公称応力 σ と公称塑性歪 ϵ_{pl} から次のように求められる。

$$\text{真応力 } \sigma_t = \frac{\sigma S_0}{S} = \frac{\sigma S_0(1+\epsilon_{pl})}{S_0} = \sigma(1+\epsilon_{pl}) \quad (12)$$

一方、変形が始まると歪の基準となる標点距離（平行部長さ）が刻々と変わる。ある瞬間の長さ L に対し、微小長さ dL だけ伸びたときの真の微小歪 $d\epsilon$ は dL/L で与えられる。この微小歪を初期長さ L_0 から L まで積分したものが真歪である。

$$\epsilon_t = \int_{L_0}^L \frac{dL}{L} \quad (13)$$

$L = L_0 + x$ であるから、 $dL = dx$ であり、真歪 ϵ_t は公称歪 ϵ より次のように求められる。

$$\text{真歪 } \epsilon_t = \int_0^x \frac{dx}{L_0 + x} = \ln \frac{L_0 + x}{L_0} = \ln(1 + \epsilon) \quad (14)$$

歪の塑性成分についても同様に真塑性歪 ϵ_{tpl} が定義できる。

$$\text{真塑性歪 } \epsilon_{tpl} = \ln(1 + \epsilon_{pl}) = \ln\left(1 + \epsilon - \frac{\sigma}{E}\right) \quad (15)$$

ここで $1 + \epsilon > 1$ であり、弾性変形分 σ/E は金属の場合 0.001 の程度なので、 $1 + \epsilon \gg \sigma/E$ である。 $1 + \epsilon$ のまわりのテーラー級数の 1 次導関数の項のみとって得られる差分方程式、

$$\begin{aligned} \epsilon_{tpl} &\cong \ln(1 + \epsilon) - \frac{\sigma}{E} \frac{d}{d\epsilon} \ln(1 + \epsilon) \\ &= \ln(1 + \epsilon) - \frac{\sigma}{E(1 + \epsilon)} = \epsilon_t - \frac{\sigma}{E(1 + \epsilon)} \end{aligned} \quad (16)$$

において塑性変形が弾性変形よりも十分大きい場合には $1 + \epsilon \sim 1 + \epsilon_{pl}$ なので、

$$\epsilon_{tpl} \cong \epsilon_t - \frac{\sigma}{E(1 + \epsilon_{pl})} = \epsilon_t - \frac{\sigma_t}{E} \quad (17)$$

としてもほぼ同じ値が得られる。

真応力と真歪は次の形の式で近似できることが経験的に知られている。

$$\sigma_t = K \epsilon_t^n \quad (18)$$

ここで K , n は定数でそれぞれ強度因子、加工硬化指数と呼ばれる。これは加工硬化を記述する式であり、真歪が塑性成分を含む場合、特に低歪領域では誤差が大きくなる。よりよい近似を得るために、真塑性歪を使用する、あるいはさらに応力の加工硬化成分のみを使用する場合には、

$$\sigma_t = K \epsilon_{tpl}^n \quad (19)$$

$$\sigma_t - \sigma_y = K \epsilon_{tpl}^n \quad (20)$$

が用いられる。式(20)において 0.2% 耐力を用いて解析する場合には以下が用いられる。

$$\sigma_t - \sigma_{0.2} = K(\epsilon_{tpl} - 0.002)^n \quad (21)$$

くびれが生じた後で真応力を求めるためには試験片断面積の実測が必要である。低放射化フェライト鋼 F82H において、試験中の試験片形状を測定し、高歪まで真応力を求めた例があり、(17), (21)式を用いた近似がよく成り立つことが確かめられている[6]。これにもとづき、F82H の公称応力-公称歪曲線と真応力-真歪曲線を比較すると図 4 のようになる。公称応力は最大値をとって減少するが、真応力は増加し続ける。公称応力が減少する原因はくびれの発生にある。試験片が支える荷重の微小変化 dF を考えると、塑性変形による加工硬化 $d\sigma_t (> 0)$ で荷重が $S d\sigma_t$ 増加する成分と、断面減少 $dS (< 0)$ によって荷重が $dS \sigma_t$ だけ減少する成分との和で表される。後者が前者に勝るときくびれが始

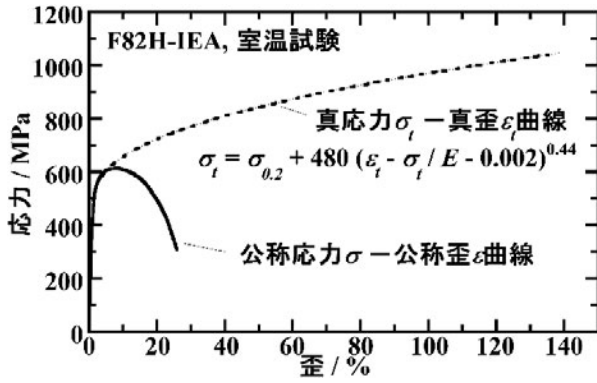


図4 公称応力σ-公称歪ε曲線と真応力σ_t-真歪ε_t曲線の比較.

まり、dFは低下する。その条件は次のとおりである。

$$dF = S d\sigma_t + \sigma_t dS < 0 \tag{22}$$

塑性変形では体積変化がないので $dS/S = -dL/L = -d\epsilon_{pl}$ であるから、

$$\frac{d\sigma_t}{d\epsilon_{pl}} < \sigma_t \tag{23}$$

がくびれの開始条件となる。くびれが始まる時は(23)式が等号で表され、そのときの塑性歪が均一伸び ϵ_{tu} である。その真歪 ϵ_{tu} を式(19)とともに代入すると、

$$\left. \frac{d\sigma_t}{d\epsilon_{pl}} \right|_{\epsilon_{pl} = \epsilon_{tu}} = Kn\epsilon_{tu}^{n-1} = K\epsilon_{tu}^n \tag{24}$$

$$n = \epsilon_{tu} \tag{24}$$

となり、加工硬化指数は真歪で表した均一伸びと同程度の値となることが期待される。式(20)または(21)を用いた場合には、

$$\sigma_{tu} = \sigma_y - K\epsilon_{tu}^n \tag{25}$$

$$\sigma_{tu} = \sigma_{0.2} - K(\epsilon_{tu} - 0.002)^n \tag{26}$$

であるから、加工硬化指数は、

$$n = \epsilon_{tu} \frac{\sigma_{tu}}{\sigma_{tu} - \sigma_y} \tag{27}$$

$$n = (\epsilon_{tu} - 0.002) \frac{\sigma_{tu}}{\sigma_{tu} - \sigma_{0.2}} \tag{28}$$

と表すことができる。最大引張強さと降伏応力あるいは0.2%耐力との差が小さい、すなわち加工硬化しがたい場合には式(27)、(28)の分数の分母が小さくなる。この場合加工硬化が小さいほど、 n は ϵ_{tu} よりも大きく評価される。つまり、式(19)で求められた n と、式(20)、(21)で求められた n の直接比較はできないことに注意が必要である。

2.1.2 微小試験片を用いる場合の注意点

引張特性値における寸法効果については参考文献[7-10]等で述べられている。ここでは微小試験片によって取得されたデータを解析する際の注意点のみ述べる。

変位計1の変位 x の代わりに変位計2の変位 $x_p + x_H$ やク

ロスヘッド変位 v_{ct} を用いる場合には、公称歪 ϵ が大きく評価されてしまうことになる。このときのみかけの公称歪をそれぞれ ϵ_H 、 ϵ_C とすると、

$$\text{みかけの公称歪 } \epsilon_H = \frac{x_p + x_H}{P} = \epsilon + \frac{x_H}{P} > \epsilon \tag{29}$$

$$\epsilon_C = \frac{x_p + x_H + x_C}{P} = \epsilon_H + \frac{x_C}{P} > \epsilon_H \tag{30}$$

であるから、これらを用いて引張曲線の直線部分の傾きからヤング率を求めようとすると、小さく評価されることになる。すなわち、みかけのヤング率は、

$$\text{みかけのヤング率 } E_H = \frac{\sigma}{\epsilon_H} < \frac{\sigma}{\epsilon} \tag{31}$$

$$E_C = \frac{\sigma}{\epsilon_C} < \frac{\sigma}{\epsilon_H} \tag{32}$$

となる。図5の左側部分には、それぞれの変位計で取得した引張曲線の比較を示す。図中のaは図1で示したJISG0567試験片と変位計1を使用している[3]。直線部分の傾きから求めたヤング率 E は、超音波法で測定したヤング率217 GPa[3]とよく一致している。一方、b及びcではSSJ-3試験片を使用している。そして、bでは変位計2を、cではクロスヘッド変位を使用している。図中で示したように、みかけのヤング率 E_H 、 E_C は本来の値よりも極めて小さな値である。JIS試験片を用いても変位計2やクロスヘッド変位を使用した場合にはヤング率の評価は難しいが、微小試験片ではそれに加えて式(29)、(30)の P が小さいので、誤差の部分である x_H/P 及び x_C/P が大きくなっている。このように、微小試験片を用いた場合には歪の測定誤差が大きくなるが、試験片の平行部以外の部分と引張試験装置は塑性変形を起こさないように設計されているので、 x_H や x_C は荷重 F に比例した弾性変形であり、式(31)、(32)で求めたみかけのヤング率を用いれば取り除くことが可能である。つまり、みかけの公称歪から弾性成分を除いて、

$$\text{公称塑性歪 } \epsilon_{pl} = \epsilon_H - \frac{\sigma}{E_H} = \epsilon_H - \frac{\sigma}{E_C} \tag{33}$$

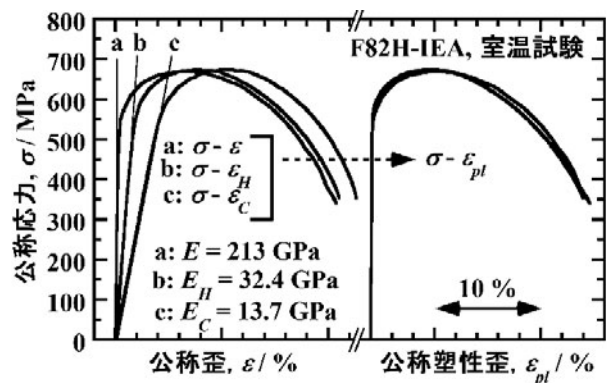


図5 変位測定法の異なる公称応力σ-公称歪ε、ε_H、ε_C曲線及び、それぞれから得られる公称応力σ-公称塑性歪ε_{pl}曲線の比較.

とすれば、公称塑性歪の評価は可能である。図5の右側は、左側の曲線のそれぞれについて、式(33)で公称塑性歪を評価して求めた公称応力-公称塑性歪曲線である。この解析により微小試験片を用いた場合でも、JIS試験片と変位計1で評価した公称応力-公称塑性歪曲線に近い曲線を得ることができる。主要な引張特性値である最大引張強さ σ_u 、0.2%耐力 $\sigma_{0.2}$ 、均一伸び ϵ_u 、全伸び ϵ_f は式(3)と図3で示すように公称応力 σ と公称塑性歪 ϵ_{pl} に対して定義されているので、微小試験片を使用しても評価可能である。真応力 σ_t は式(12)で示すように公称塑性歪 ϵ_{pl} に対して定義されるが、式(14)の真歪 ϵ_t は弾性成分を含んでいるので、これと式(18)を組み合わせて真応力の近似をする場合には誤差が大きくなる。微小試験片を用いて真応力の近似をする場合には、式(15)と式(19)、(20)または(21)を組み合わせて解析するべきである。

2.1.3 核融合炉構造材料の引張特性

図6に低放射化フェライト鋼F82H-IEAヒート[3,11]と低放射化バナジウム合金NH2[12,13]の引張特性値を示す。NH2では、比較的大型の試験片では室温の試験しか行われていない。図では平行部の寸法が $D=6.25$ mm, $P=30$ mmの試験片で取得されたデータを示した[12]。この場合、一様伸びのデータは取得されていない。NH2の高温試験では、SSJ-3と厚さ以外の形状が同じで、厚さが1/3、つまり $T_s=0.25$ mmの微小試験片が使用されている[13]。強度を表す0.2%耐力、最大引張強さについては試験温度(絶対温度) T が873~923 Kより低温ではF82H-IEAが、それ以上の温度ではNH2が高いことがわかる。一般には、強度が高いほうが小さな断面積、すなわち少ない材料で荷重に耐えるので、資源の節約、軽量化、廃棄物の低減につながり好ましい。核融合炉の場合、構造材料にかかる力とは、機器の重さを支える力、冷却材の圧力、熱応力である。前の二つについては、強度が足りなければその分材料の断面積を増やせば力に耐えられる。しかし、三つめの熱応力については断面積が増えたと力も大きくなるので、断面積の増加では解決できず、これに耐えるために強度が必要となる。よって、熱応力が支配的となる核融合炉第一壁やダイバータなどでは強度の高い材料が求められる。一方で、構造材料には延性も必要である。一様伸びや全伸びは材料の延性を表している。また、加工硬化指数もくびれのできにくさと相関があるので、延性の観点からは大きいほうが好ましい。F82HとNH2のいずれでも加工や熱処理によってさらに強度をあげることは可能だが、実際にはそれとともに延性は低下する。核融合炉の場合、中性子照射によって延性が低下するので、適当な熱処理によって強度を落とし、延性を確保している。

図6において、F82HのJIS試験片で得られたデータを基準とし、SSJ-3試験片で得られたデータの誤差の最大値と標準偏差を求めると以下ようになる。それぞれ、0.2%耐力で57 MPaと23 MPa、最大引張強さで15 MPaと7.2 MPa、一様伸びで0.69%と0.47%、全伸びで4.3%と2.3%である。微小試験片で取得されたデータには、規格試験片を基準としてこの程度の誤差があると考えらるべきであ

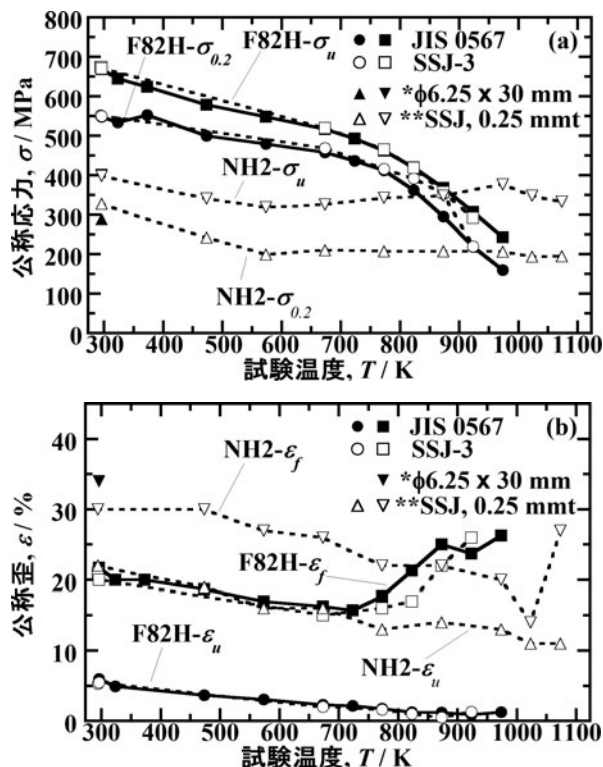


図6 低放射化フェライト鋼F82Hと低放射化バナジウム合金NH2の引張特性値の比較
*試験片平行部の寸法。**厚さが0.25 mmである以外はSSJ-3と同じ寸法。

る。この計算に使用した微小試験片のデータは室温で3点、それ以外の温度では各1点の合計8点のみであり、さらに誤差を正しく評価するには、データを増やし統計的な考察が必要である。NH2の場合には、室温で1点の比較しかできないが、誤差は0.2%耐力で39 MPa、最大引張強さで3 MPa、全伸びで4%であった。NH2の場合には規格試験片での高温試験と寸法効果の研究が無く、今後の課題である。

2.2 クリープ試験

2.2.1 クリープ試験データの解析

標準的なクリープ試験法は、日本工業規格 JIS Z2271「金属材料のクリープ及びクリープ破断試験方法」[14]に詳述されている。図7にクリープ試験の模式図を示す。試験片は図1と同様のものが使用される。図7において試験片より上は試験中に動かない部分である。試験片には、下のセンターロッドを介して重りが接続され、重力によって荷重 F が負荷される。このとき、式(3)で計算される負荷応力が降伏応力 σ_y 以下、実用的には図6の0.2%耐力 $\sigma_{0.2}$ 以下であれば、試験片は弾性変形するが重りを取り除けば元の長さに戻る。しかし、高温で荷重をかけたまま保持すると、徐々に塑性変形が起これ、これをクリープ変形と呼ぶ。一般にクリープ変形は材料の融点 T_m を絶対温度で表したとき、 $0.4T_m$ 以上で顕著となる。図2で示した引張試験機でも、ロードセルの荷重測定値を用いてクロスヘッド変位を制御する、いわゆる荷重制御で F を一定にできればクリープ試験が可能であり、核融合炉材料研究の分野では多く用

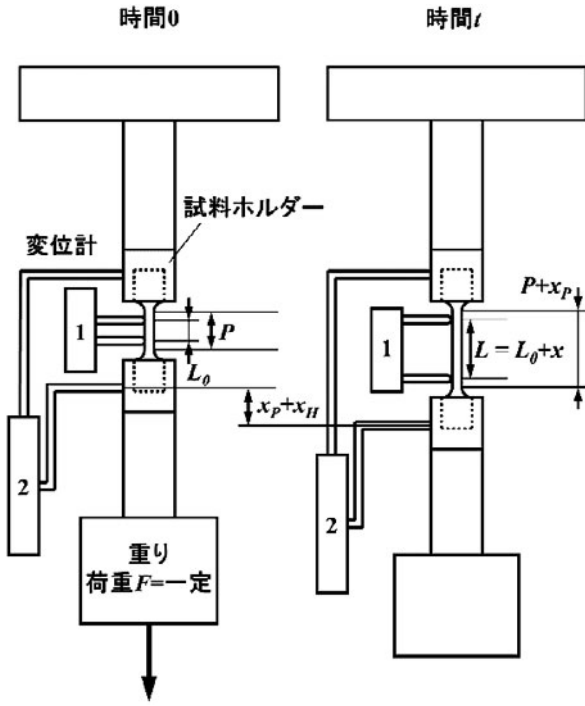


図7 クリープ試験の模式図。

いられている。クリープ試験では、荷重負荷後の時間 t と変位計における変位 ϵ または変位 ϵ_H を計測する。このとき、 ϵ_H では誤差が大きくなるのは引張試験と同様である。

図8にクリープ試験で得られる時間-公称歪曲線を模式的に示す。時間-公称歪曲線はクリープ曲線と呼ばれる。試験片に荷重をかけた瞬間に、応力が降伏応力 σ_y 以下であれば試験片は弾性変形し、それ以上であれば弾性変形に加えて塑性変形が起こる。塑性変形で加工硬化した材料の強度と荷重による応力が釣りあうところで塑性変形は止まる。試験片に荷重をかけた瞬間に測定される公称歪が瞬間歪 ϵ_0 である。その後、クリープ変形が開始する。クリープ曲線の傾き $d\epsilon/dt$ は、単位時間あたりの公称歪の増加を表し、クリープ速度と呼ばれる。最初は材料が加工硬化して強度が上昇するのでクリープ速度が低下する。加工硬化によって材料の微細組織変化が起こるが、高温では試験の最中にもその回復が起こる。加工硬化と、加工硬化でもたらされた微細組織変化の回復が釣りあうようになると、クリープ速度が一定となる。実際には、塑性変形で断面積が減少する分、真応力は増加するので、クリープ速度は最小値を示した後、わずかに増加していく。やがて試験片がくびれたり、材料内に空洞、亀裂ができたり、析出物生成または分解によって強度が落ちることなどによってクリープ速度が急激に上昇し、破断にいたる。これらの段階は図のように三つに分類され、それぞれ遷移クリープ、定常クリープ、加速クリープと呼ばれる。また、それぞれ一次クリープ、二次クリープ、三次クリープとも呼ばれる。破断が起こるまでの時間 t_r がクリープ破断時間、そのときの公称塑性歪がクリープ破断伸びである。荷重が降伏応力以下の場合で、さらに公称塑性歪がクリープ変形中の弾性歪変化、すなわち0.001程度より十分大きいときには、クリープ

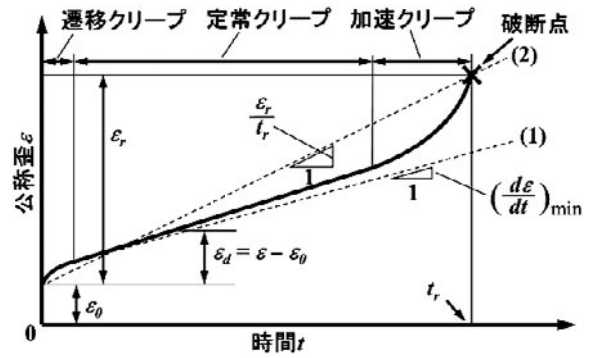


図8 クリープ試験で得られる時間-公称歪曲線の解析。

破断伸びは図中の ϵ_r としてよい。クリープ速度としてよく用いられるのは最小クリープ速度と平均クリープ速度であり、それらを求めるためには図の点線で示した2本の直線をひく。点線(1)は、クリープ曲線の接線が最小になるところでひいていて、その傾きが最小クリープ速度 $(d\epsilon/dt)_{min}$ である。点線(2)は $\epsilon = \epsilon_0$ の点と破断点を結んだものであり、その傾きはクリープ破断伸びを破断時間で除した平均クリープ速度 ϵ_r/t_r を表す。最小クリープ速度は定常クリープの初期に現れるので、塑性変形による断面積減少の影響が小さく、真応力を一定にした場合に見込まれる定常クリープ速度と同じとみなせる。

材料の変形抵抗は加工硬化が起これば増加し、加工硬化でもたらされた微細組織変化の回復が起これば減少するから、その増分は次の式で表すことができる。

$$d\sigma_t = \left(\frac{\partial \sigma_t}{\partial \epsilon_{pl}} \right)_t d\epsilon_{pl} + \left(\frac{\partial \sigma_t}{\partial t} \right)_\epsilon dt \tag{34}$$

右辺第一項の偏微分項は時間 t における加工硬化、第二項の偏微分項は歪 ϵ における回復の速度を示す。第二項は応力低下の成分で負である。一定応力下で変形する条件とは、 $d\sigma_t = 0$ であり、そのときの定常変形速度が最小クリープ速度として観測できる。よって、

$$\left(\frac{d\epsilon_{pl}}{dt} \right)_{min} = - \frac{\left(\frac{\partial \sigma_t}{\partial t} \right)_t}{\left(\frac{\partial \sigma_t}{\partial \epsilon_{pl}} \right)_\epsilon} \tag{35}$$

である。回復の主なメカニズムは材料内の原子拡散であるから熱活性化過程である。よって、その大きさは活性化エネルギー Q を用いれば、次のように書ける。

$$- \frac{d\sigma_t}{dt} = A e^{-\frac{Q}{RT}} \tag{36}$$

ここで R は気体定数である。一方、クリープにおける加工硬化についても、式(19)の経験式が成り立つと仮定すると、

$$\epsilon_{pl} = \left(\frac{\sigma_t}{K} \right)^{1/n} \tag{37}$$

であるから、式(19)の微分に代入して、

$$\frac{d\sigma_t}{d\epsilon_{tp1}} = nK\epsilon_{tp1}^{n-1} = nK\left(\frac{\sigma_t}{K}\right)^{\frac{n-1}{n}} = nK^{\frac{1}{n}}\sigma_t^{\frac{n-1}{n}} \quad (38)$$

となり、加工硬化は応力を用いて指数則で表すことができる。結局、式(36)、(38)より式(35)は、

$$\left(\frac{d\epsilon_{tp1}}{dt}\right)_{\min} = \frac{A}{nK^{\frac{1}{n}}}e^{-\frac{Q}{RT}}\sigma_t^{\frac{1-n}{n}} \quad (39)$$

となる。最小クリープ速度が表れるときの公称塑性歪は0.01程度なので断面減少は小さく、真応力と公称応力の差は小さい。また、定常クリープが起こっている間は真応力の上昇による弾性歪の増加も小さい。よって、式(39)は微小公称歪 $d\epsilon$ と公称応力 σ に置き換えて解析して差し支えない。そして右辺第一の項の定数部分を定数 A' 、最後の項の指数部分を m で置き換えれば、

$$\left(\frac{d\epsilon}{dt}\right)_{\min} = A'e^{-\frac{Q}{RT}}\sigma^m \quad (40)$$

が得られる。 Q はクリープの活性化エネルギー、 m は応力指数と呼ばれる。両辺の自然対数をとれば、

$$\ln\left(\frac{d\epsilon}{dt}\right)_{\min} = \ln A' - \frac{Q}{RT} + m \ln \sigma \quad (41)$$

となる。試験温度 T を固定して負荷応力 σ を変化させて試験を行い、最小クリープ速度を測定して両対数プロットをすれば、その傾きから応力指数 m が求められる。また、負荷応力 σ を固定して試験温度 T を変化させて試験を行い、最小クリープ速度を測定して、 σ の対数と $1/T$ をプロットすれば、その傾きから活性化エネルギー Q が求められる。これらはクリープのメカニズムを知る上で重要な値であり、低放射化フェライト鋼と低放射化バナジウム合金についての解析例は参考文献[15, 16]にある。 m は負荷応力とともに増加し、 $m \sim 1, = 3 \sim 5, > 10$ の領域に分類される。例えばバナジウム合金の場合、 m が3~5の領域では Q が純バナジウムの自己拡散の活性化エネルギーと同程度の値をとる[16]。このことから、この領域でクリープを律速しているのは合金の母相バナジウムの自己拡散であると理解される。

材料の使用条件が長期間にわたる場合、高温または高荷重で短時間のクリープ試験結果から、低温または低荷重で長時間のクリープ特性を予測する手法がとられる。その代表的なものがLarson-Miller法である[17]。Larson-Miller法では、次式で定義されるLarson-Miller指数 P_{LM} を用い、これが負荷応力 σ のみの関数であると仮定する。

$$P_{LM} = \frac{T(\log t_r + C)}{1000} = f(\sigma) \quad (42)$$

ここで C は定数である。 $f(\sigma)$ の関数形としては、

$$f(\sigma) = \sum_{i=0}^N a_i (\log \sigma)^i \quad (43)$$

を用い、実験データに対し回帰分析を行って近似曲線を得

る。Larson-Miller指数は近似のための係数ではあるが、式(40)を用いれば以下のように理解できる。クリープの大部分が定常クリープであると仮定すると、最小クリープ速度は図8の点線(2)で求めた平均クリープ速度 ϵ_r/t_r と近い値になる。

$$\left(\frac{d\epsilon}{dt}\right)_{\min} \cong \frac{\epsilon_r}{t_r} = A'e^{-\frac{Q}{RT}}\sigma^m \quad (44)$$

計算を簡単にするため、 t_r の単位を時間hとし、両辺の常用対数をとることにする。整理すると、

$$T \log t_r = \frac{Q \log e}{R} - T \log \frac{A'\sigma^m}{\epsilon_r} \quad (45)$$

となる。これを式(42)に代入すると、

$$P_{LM} = \frac{Q \log e}{1000R} + \frac{T}{1000} \left(C - \log \frac{A'}{\epsilon_r} - m \log \sigma \right) \quad (46)$$

となる。ここで、 ϵ_r は試験条件を変えても変化が少ないので一定とみなす。これにもとづくと、Larson-Miller指数はクリープの活性化エネルギー Q に対して線形に大きくなる数であることがわかる。また、 T を一定にして σ を変化させて取得したデータについては、式(43)で $N=1$ とすれば近似曲線が得られるということが理解できる。 T が変化する場合には、式(42)の仮定ではないものとした T の寄与が出現し、その程度は括弧内の大きさによる。よって、 C は括弧内の大きさを調整し、異なる温度 T で取得したデータを1本の近似曲線にのせるための係数であると理解できる。LarsonとMillerは $C=20$ を提案しており[17]、低放射化バナジウム合金ではこれが用いられているが[16]、低放射化フェライト鋼では $C=30$ のほうが良い近似が得られるとされている[18]。

2.2.2 微小試験片を用いる場合の注意点

微小試験片を用いる場合、図7において変位計2の変位を使用すると、引張試験と同様に式(29)で示したみかけの公称歪 ϵ_H を測定していることになる。見かけの瞬間歪 ϵ_{0H} は、

$$\text{見かけの瞬間歪 } \epsilon_{0H} = \epsilon_0 + \frac{x_H}{P} \quad (47)$$

となるが、荷重 F は一定に保たれるので、誤差の原因である x_H はそれ以上増えず一定であると期待できる。よって見かけの公称歪 ϵ_H を使用しても、次式のように見かけの瞬間歪との差をとれば、図8の ϵ_d を評価することは可能である。

$$\epsilon_H - \epsilon_{0H} = \epsilon + \frac{x_H}{P} - \left(\epsilon_0 + \frac{x_H}{P} \right) = \epsilon - \epsilon_0 = \epsilon_d \quad (48)$$

上で議論した最小クリープ速度と平均クリープ速度は ϵ_d を用いて評価可能である。

2.2.3 核融合炉構造材料のクリープ特性

図9に低放射化フェライト鋼と低放射化バナジウム合金

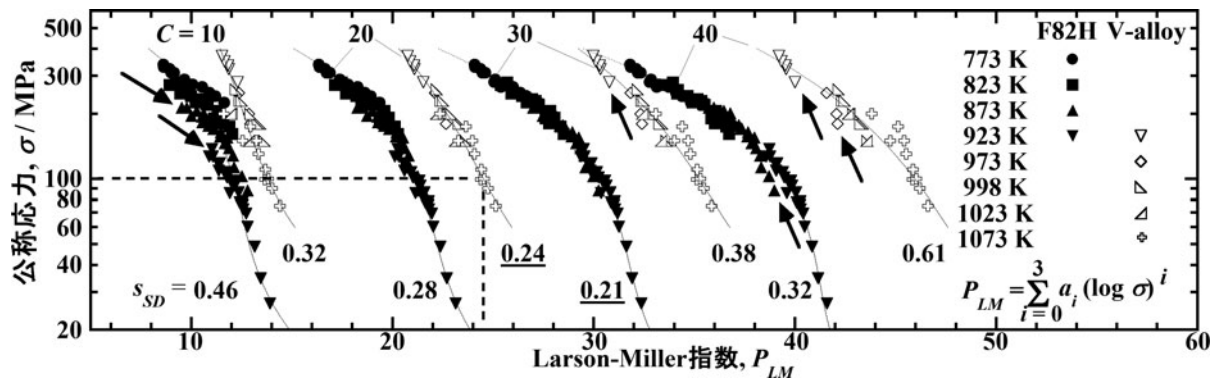


図9 Larson-Miller 指数の負荷応力依存性と近似式からの誤差の標準偏差 s_{SD} .

の Larson-Miller 指数と負荷応力（公称応力）の関係を示す。これは Larson-Miller プロットと呼ばれる。低放射フェライト鋼については F82H-IEA 及び F82H-pre IEA ヒート [19] のデータを使用した。バナジウム合金については NH2 のデータがまだ少ないので、近似の議論ができない。そこで、比較的データのある同じ合金組成の米国材 US832665 [20] についても参照し、まとめてプロットして図中では V-alloy としてある。フェライト鋼のクリープ試験には規格試験片が使用されているが、バナジウム合金については微小試験片が使用されている。ここでは、式(42)の C を 10, 20, 30 及び 40 で変化させて近似を行った。式(43)の N は 3 として回帰分析を行った。回帰曲線と実測データとの誤差の標準偏差 s_{SD} を図中に示した。標準偏差の計算を簡単にするため、 s_{SD} は P_{LM} の誤差について求められている。 C の値を変化させると、図中の矢印で示したとおり、試験温度によっては明らかに回帰曲線とは異なるトレンドを示すものがでてくる。これは $C=10, 40$ の場合に顕著である。バナジウム合金では $C=20$ のとき、フェライト鋼では $C=30$ のときに図中の下線で示したように s_{SD} が最小となり、四つの C の中では最も良い近似が得られる。なお、 C 自体も変数として回帰分析を行い、より近似の良い C を得ることも可能である。

ここで注意が必要なのは、Larson-Miller 指数 P_{LM} は C とともに大きくなるので、異なる合金のクリープ強度の相対比較をする場合には、同じ C を用いなければならないということである。図では、同じ C と P_{LM} ではバナジウム合金の負荷応力のほうがフェライト鋼より大きいので、クリープ強度はバナジウム合金のほうが高いといえる。

Larson-Miller 指数を用いて得られた近似曲線はクリープ破断時間あるいは許容応力を予測するためのマスターカーブとして使用される。例えばバナジウム合金の場合に想定される運転温度 973 K について考える。 $C=20$ のとき、973 K で $t_r = 10$ 万時間（約 10 年）の破断時間を確保する場合には、式(42)より必要な Larson-Miller 指数は、

$$P_{LM} = \frac{973(\log 10^5 + 20)}{1000} = 24.3 \quad (49)$$

である。図の点線で示したとおり、許容応力は 100 MPa となる。この負荷応力、あるいはこれより低い応力だと、

破断寿命は 10 万時間以上になると推定できる。ただし、図で分かるように点線と回帰曲線が交わる部分にあるデータは 1073 K で取得されたものである。実際には 973 K では $t_r = 1959$ h が最長の破断時間であり、それ以上長時間の試験で近似曲線が検証されているわけではない。式(46)で示すように、 P_{LM} は活性化エネルギーと相関があり、さらに式(43)の回帰曲線 $f(\sigma)$ には試験温度 T の寄与を取り入っていない。このことから、クリープのメカニズムが変わって活性化エネルギーが変化する場合、実測データの取得温度と推測の対象となる温度の差が大きい場合などには、近似の誤差が大きくなるのが理解できる。ここでは高温、短時間のデータから低温、長時間のクリープ特性を推定しているにすぎないことに注意が必要である。

図9の F82H のデータは規格試験片によるものであり、10 万時間を越えるようなクリープデータも取得されている [19] ので、信頼性のあるマスターカーブが整備されつつある。微小試験片を用いた F82H のクリープ試験においては、規格試験片よりも加速クリープが短くなって破断寿命が低下するとの指摘がある [21] が、寸法効果に関する系統的な研究は無く必要な試験片サイズについては必ずしも明らかになっていない。また、引張特性同様、低放射化バナジウム合金については規格試験片を用いたクリープデータが無く、その取得が今後の課題である。


参考文献

- [1] 日本工業規格 JIS Z 2241 金属材料引張試験方法 (2011)。
- [2] 日本工業規格 JIS G 0567 鉄鋼材料及び耐熱合金の高温引張試験方法 (2012)。
- [3] 芝清之：低放射化フェライト鋼 F82IEA ヒート材の特性, JAERI Tech, 97-038 (日本原子力研究所, 1997)。
- [4] S. Hara *et al.*, J. Nucl. Mater. **258-263**, 1280 (1998)。
- [5] T. Hirose *et al.*, J. Nucl. Mater. **417**, 108 (2011)。
- [6] K. Shiba and T. Hirose, Fusion Eng. Des. **81**, 1051 (2006)。
- [7] K. Miyahara *et al.*, J. Nucl. Mater. **133&134**, 506 (1985)。
- [8] 微小試験片材料評価技術の進歩, 「微小試験片材料評価技術」専門委員会, (社団法人日本原子力学会, 1992)。
- [9] A. Kohyama *et al.*, J. Nucl. Mater. **179-181**, 417 (1991)。
- [10] Y. Kohno *et al.*, J. Nucl. Mater. **283-287**, 1014 (2000)。
- [11] T. Nagasaka *et al.*, Tensile properties of F82H steel after aging at 400 to 650 °C for 100 kh, 28th Symposium on Fu-

sion Technology, Sep. 29th - Oct. 3rd, 2014, Kursaal Congress Center, San Sebastian, Spain.

- [12] A. Nishimura *et al.*, J. Nucl. Mater. **307-311**, 571 (2002).
- [13] T. Nagasaka *et al.*, Fusion Eng. Des. **81**, 307 (2006).
- [14] 日本工業規格 JIS Z 2271 金属材料のクリープ及びクリープ破断試験方法 (2010).
- [15] 中田隼矢ら：日本金属学会誌 **71**, 239 (2007).

- [16] R. J. Kurtz *et al.*, J. Nucl. Mater. **329-333**, 47 (2004).
- [17] F. R. Larson and J. Miller, Trans. ASME **74**, 765 (1952).
- [18] M. Tamura *et al.*, Metal. Mater. Trans. A **44**, 2645 (2013).
- [19] H. Tanigawa *et al.*, J. Nucl. Mater. **417**, 9 (2011).
- [20] K. Natesan *et al.*, Fusion Mater. Semiannual Progress Rep. US-DOE/ER 0313/29 (US-DOE, 2000) p. 37.
- [21] N. Yamamoto *et al.*, J. Nucl. Mater. **307-311**, 217 (2002).



ながさか たくや
長坂 琢也

核融合科学研究所。主な研究分野：核融合炉用低放射化材料の開発。特にバナジウム合金の開発をしています。バナジウム：Vanadium の語源は Vanadis つまり Venus (女神)。核融合発電という難題に何十年も苦しむ人類に、女神が優しく微笑み解決に導いているのだと思っています。