



アラカルト

若手研究者・技術者へのメッセージ28

為せば成る

Where there is a will, there is a way

村田純教

名古屋大学
名誉教授

Yoshinori Murata



1 はじめに

昭和の高度成長期に青少年時代を過ごし、齢を重ねて平成30年3月に名古屋大学を定年退職しました。今回依頼を頂いて、若い人への適当なアドバイスになるかどうか分かりませんが、何かヒントになることがあればと思い拙文を記すことにしました。学部時代、講義とは異なる4年生での研究室生活をする中で博士課程（現在の博士後期課程）へ行きたいと思い、「経済的には何とかなるだろう」という高度成長期特有の無鉄砲さで博士課程へ進みました。博士課程では具体的なテーマを示して頂かず「焦らずじっくりやりなさい」と言われたものの、まわりを見たらオーバードクターが結構いて、気持ちの上でかなりハングリーになったことを覚えています。運よく大学に職を得てから行った研究はニッケル基超合金に関するもので、鉄鋼に関する研究を本格的に始めたのはそれからかなり経った40歳頃からです。以来、鉄鋼の中でも特に耐熱鋼に関する研究を約25年間行ってきました。

2 研究の内容・姿勢

学部4年生および修士の研究では行っている研究の内容（姿勢）をそれほど意識したことはありませんでしたが、博士課程の学生として在籍していた時に聞いた「基礎の応用」という言葉に大きなインパクトを受けました。一見矛盾しているように感じられるこの言葉は、「基礎」の対極として「末梢」、「純正」の対極として「応用」という意味で、粒子線回折の大家であった（故）上田良二先生が言われたものです。先生は理学部物理から工学部応用物理の創設に関わった関係で、物理をイメージして純正物理、応用物理、基礎研究、末梢研究との意味で使用されたのです。たとえば、湯川秀樹先生や朝永振一郎先生の素粒子研究は「純正の基礎」ということになります。ちなみに、上田先生は「純正の末梢」はどうしようもなく、「応用の末梢」の方がお金になるので、まだましと

考えておられたようです。要するに、研究として「基礎の応用」（あるいは「応用の基礎」）を目指せというものです。この「純正」⇔「末梢」、「基礎」⇔「応用」という言葉は、材料学に適用しても当てはまるように思います。博士課程でこの言葉を聞いて以来、いつも自分の行っている研究がこの「基礎の応用」に合致しているかどうかを意識してきました。30代から40代前半にかけて、主として開発研究を行って来ましたが、今から思うと「応用の末梢」に近かったのではないかと反省する次第です。

一般的に、若い頃の研究ではプロジェクトや研究室のテーマの中の一員として研究を行うことが多く、周囲の状況・事情にも依り個人ではいかんともしがたい部分があります（近年では若い研究者の人にも、研究に対する自由度がかなり許されるようになってきました）。ただ私としては上田先生の言葉をいつも意識していました。そこで、40代半ばから、「基礎の応用」を目指して研究の方向を変え、退職するまで「エネルギー論的観点から金属材料の組織を視る」という視点で研究を行ってきました。幸い、実際の耐熱合金、耐熱鋼を対象としていましたので、それを基礎的な観点から眺めるという姿勢は基礎の応用になるのではないかと考えていました。ただ、“基礎研究であればそこから枝葉が伸びる”という上田先生の言からすれば、私の行ってきた研究から枝葉が伸びたかどうか、本当に「基礎の応用」であったかどうか少々心もとないところもあります。

もう一つ、研究姿勢として私が常に学生さんに言ってきた言葉は「結果で結果を説明してほしくない」という点です。たとえば、「A鋼はB鋼に比べて析出組織が細かいので、強度が高い。」という言い方です。これはこれで、実験結果・現象としてはその通りですが、結果で結果を説明しているのみで、何ら根本的なことは明らかになっていません。「〇〇の理由で（原理・原則で）細かい析出組織が生じ、その結果強度が高くなった」という根本的なことを示してほしい、と学生さんには常に伝えてきました。実際には、すっきりと根本要

因を明らかにするのはなかなか難しいのですが、そういう意識をもってほしいということです。このような偉そうな事を述べていますが、少しでもそれに近づきたいという意識に基づいて行った研究例を以下に少し述べたいと思います。

③ フェライト系耐熱鋼のマイクロ組織安定性からラスマルテンサイトの形成過程へ

3.1 Fe-Cr系の相互拡散

フェライト系耐熱鋼では、旧オーステナイト粒の下部組織としてパケット、ブロック、ラスといった階層構造が存在し、ラス内には調質状態でもマルテンサイト変態によって導入された $10^{14}/\text{m}^2 \sim 10^{15}/\text{m}^2$ ほどの高密度の転位が存在します。クリープ中にいかに長時間この階層構造を保つか、フェライト系耐熱鋼の耐用温度を決定しています。当然ですが、熱力学的にはマルテンサイト相ではなくフェライト相が安定相であり、最終的には耐熱鋼といえども階層構造をもたないフェライト相となります。フェライト系耐熱鋼では、上述のマイクロ組織変化を抑制するために炭化物形成元素や耐火金属元素が添加されていますが、温度が上昇しフェライト相の限界である A_{c1} 温度に近づくにつれ、クリープ中の組織変化が無視できないほど大きくなり、短時間側と長時間側で明らかに強化因子が変わります。フェライト鋼におけるCrは耐食性を向上させる主要元素ですが、強度上は特異な元素として知られ、短時間側のクリープ強度を上昇させるものの長時間クリープ強度を低下させます¹⁾。フェライト系耐熱鋼に対するCrの効果で明確になっていることは、(i) クリープ材、単純時効材にかかわらず、Cr量のみのわずかな変化によって組織回復の状態が大きく変化すること、(ii) 調質時の $M_{23}C_6$ 炭化物のサイズはCr量によらずほぼ同じであるが、 $600 \sim 650^\circ\text{C}$ で数千時間以上経つと10.5% Cr材における $M_{23}C_6$ 炭化物のサイズが9.0% Cr材のそれに比べて明らかに大きいこと、(iii) Cr量の多い鋼ほど、マルテンサイト組織からサブグレイン組織への回復が早いことです。これらのマイクロ組織変化が長時間強度の低下をもたらしていることは明らかですが、その組織変化も結果であってクリープ強度低下の根本的な要因ではないことを強調しておきたいと思います。

このような特異な現象を生じる要因としてFe-Cr相互拡散のCr濃度依存性を考えました。この観点から、Fe-Cr二元系合金についてフェライト単相領域(800°C)で行った拡散実験で得られた相互拡散係数のCr濃度依存性を図1に示します²⁾。図中、試料IはFe/Fe-30mol% Cr拡散対、試料IIはFe/Fe-15mol% Cr拡散対の結果です。ここで、図1の濃度表記はmol%ですが、Fe-Cr二元系合金の場合、Fe-9.0mass% Cr

はFe-9.6mol% Crであり、それほど大きく異なりません。この図から、一般的なフェライト系耐熱鋼における9~12% Crの濃度領域では、Cr量の増加と共に相互拡散係数が大きくなることがわかります。この結果は、Cr量によって転位の回復やCr系炭化物の成長速度などのマイクロ組織変化の速度に相違がでることを直接的に示しています。この結果を基に、9mass% Cr合金と12mass% Cr合金について 650°C の1万時間後の平均拡散距離の差を見積ったところ、約 $1.5\mu\text{m}$ となりました³⁾。この値は上述のCr量の相違による組織回復の差を与えるのに十分な距離です。

ここで、図1に示した相互拡散係数のCr濃度依存性はキュリー温度の濃度依存性とは一致せず、鉄でよく知られている拡散係数に対する磁気変態の影響とは別ものです。さらに、相互拡散係数が自由エネルギーの濃度による二階微分と関連することが知られていますが⁴⁾、熱力学データベースを用いたFe-Cr二元系における自由エネルギー関数を濃度で二階微分した値の濃度依存性と、上述の相互拡散係数の濃度依存性は一致しません。したがって、相互拡散係数のCr濃度依存性がマイクロ組織変化におけるCr量依存性の主要因であることに疑いはありません。しかしながら、相互拡散係数がなぜ16~17mol% Crで極大を示すかについては現時点では明らかになっていません。

3.2 ラスマルテンサイト

フェライト系耐熱鋼の研究を始めた頃、3.1節でも述べたようにラスマルテンサイトの形態をいかに保つか長時間クリープ強度を保持するために必要であると認識されていました。特にラス幅をいかに細かく保つか議論されていました。ところが、耐熱鋼の分野ではパケット、ブロック、ラスと

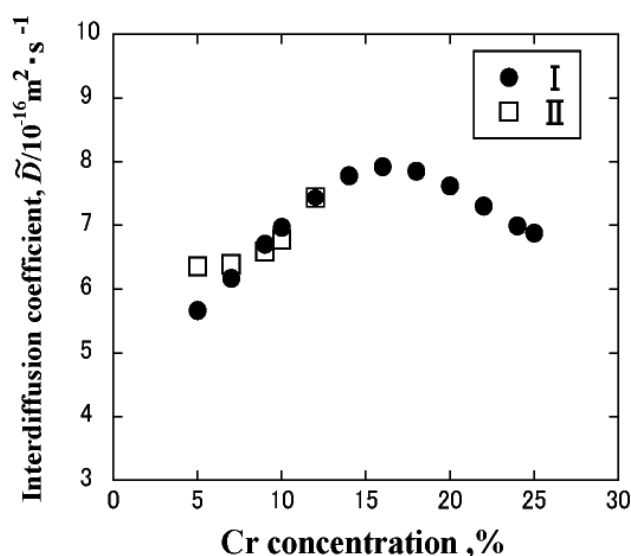


図1 800°CにおけるFe-Cr合金の相互拡散係数

いう階層構造をもつラスマルテンサイトでラス幅とブロック幅は区別できておらず、むしろまとめてラス・ブロック幅というべきものでした。しかしラス間の方位差は3~5°程度でオーステナイト相とマルテンサイト相の格子関係により明確に定義されているブロックとは全く異なるものです。ブロックとラスを区別することは透過電子顕微鏡組織を用いてもかなりむずかしく、近年のEBSD測定でやっと明確に区別されてきたという状況です。

ラスマルテンサイトに限らず、オーステナイト相とマルテンサイト相の格子関係は古くから報告されており、それらの関係は現象論的によく研究されていました。しかし、マルテンサイトがどのように形成されるかについては炭素量にともなう形態の差により多くの報告があり、はっきりしていませんでした。ただ、マルテンサイトの階層構造におけるパケット、ブロックの形成については、オーステナイト相とマルテンサイト相の結晶関係でよく理解されています⁵⁾。ここで、フェライト系耐熱鋼の炭素量は0.1%程度と比較的低いため、そのマルテンサイト相はラスマルテンサイトですが、ブロック中になぜ複数のラスが存在するのか、ブロック中に複数存在するラス間の結晶方位差は3~5°程度とごくわずかであるのはなぜか、それらはどのように形成されるのか、等について明確な理解はされてきませんでした。

そこで、ラスマルテンサイトは多くの転位を含むが双晶を含んでいないことに着目して、「すべり変形のみでオーステナイト相からラスマルテンサイトへの格子関係を出せ」という、今から思えば、かなり無謀な修士テーマを出しました。いろいろな案を学生さんと議論している中で、以下のような結果を得ました（こうすんなり書くとその苦労が滲み出ませんが、実はこの結果にたどり着いたのは、学生さんの修士生活も終わろうかという修士2年の11月頃でした）。それが、オーステナイト相からマルテンサイト相への変態によって生じる格子ひずみを二種類の独立したすべり系で緩和するモデル（TTSDモデル）⁶⁾です。これにより、ラスマルテンサイトにおける（1）階層構造形成の必然性、（2）サブブロック形成の必然性、（3）ブロック中に存在するラス形成の意味と必然性、さらには（4）ラス中の高い転位密度といった諸現象をすべて無理なく合理的に説明できました⁷⁾。特に、（3）のブロック中に存在するラス間の角度差（3~5°程度）についても定量的に説明を与えることができ、自分自身よく理解・納得することができました。さらに、このモデルができたことにより、ラスマルテンサイトの形態形成の時間発展をシミュレートすることができ、その後の若い人の研究に繋がっています^{8,9)}。正に「為せば成る」でした。

4 加速クリープに関する研究

ニッケル基超合金や耐熱鋼の研究を行う中で、加速クリープの開始は何の要因で始まるか、ということに興味を湧きました。しかし、学問的な観点からクリープの取扱いでは定常クリープ速度が常に議論されていました。逆に言えば、加速クリープは学問ではない(?)。しかし、後述するように加速クリープも学問に乗る時代になってきたと思っています。ただ、実用的には加速クリープ域まで材料が用いられることはありませんので、それほど重要なことではないのかもしれませんが。しかし多くの合金で、定常クリープ速度の小さな合金がある時期突然加速に入り、定常クリープ速度が大きな合金より破断寿命が短くなるという現象がしばしば観察されます。クリープ現象で一般に知られている（定常クリープ速度） $\times$ （破断寿命）＝一定というMonkman-Grant則にあてはまらない現象です。耐熱金属材料の世界では、それは途中でマイクロ組織の変化が合金によって大きく異なるからと理解されています。

加速クリープのトリガーは何かという問題については長らくそのままにしておいたのですが、ニッケル基超合金におけるフェーズフィールドシミュレーションで強化相であるガンマプライム相の形態変化とクリープ速度の定量的な関係がシミュレートされ¹⁰⁾、やはり実際の合金との決定的な差は加速開始の問題でした。そこで、意図的にニッケル基超合金の強化相である第二相の配置を変えたマイクロ組織を基にフェーズフィールド法でクリープ曲線をシミュレートしました。その結果、その配置の違いに依存してひずみ速度が大きく異なるという結果が得られました¹¹⁾（ただし、依然としてその時のフェーズフィールドモデルでは加速までは取り扱えない）。

一方、純金属のクリープでも加速は生じるので、純金属でのマイクロ組織変化とは何か?ということになります。私自身はニッケル基超合金の結果から、純金属で形成される転位セルがこのマイクロ組織変化に対応しているのではないかと考え、転位セルの形成とクリープ加速に着目した研究をしたいと考えていました。そこで、退職前の2年間に学生さんに純ニッケル（市販の純度99.5%以上のもの）を用いた研究をしてもらいました。その際注意したことは、マイクロ組織変化としての再結晶を排除するため、それが生じない温度域であることと、（純度によって当然異なりますが）降伏応力以下の応力で実験を行うという点です。多くの予備実験の結果を基に400℃、200MPaの条件を選択してクリープを行い、クリープ中のひずみおよびゲージ部全体の直径変化を詳細に測定してマイクロ組織との関係を丹念に調べました。そのクリープ曲線とクリープひずみ - 時間曲線の結果の一例を図2に示します。ほぼ250hで最小クリープ速度を示していることがわか

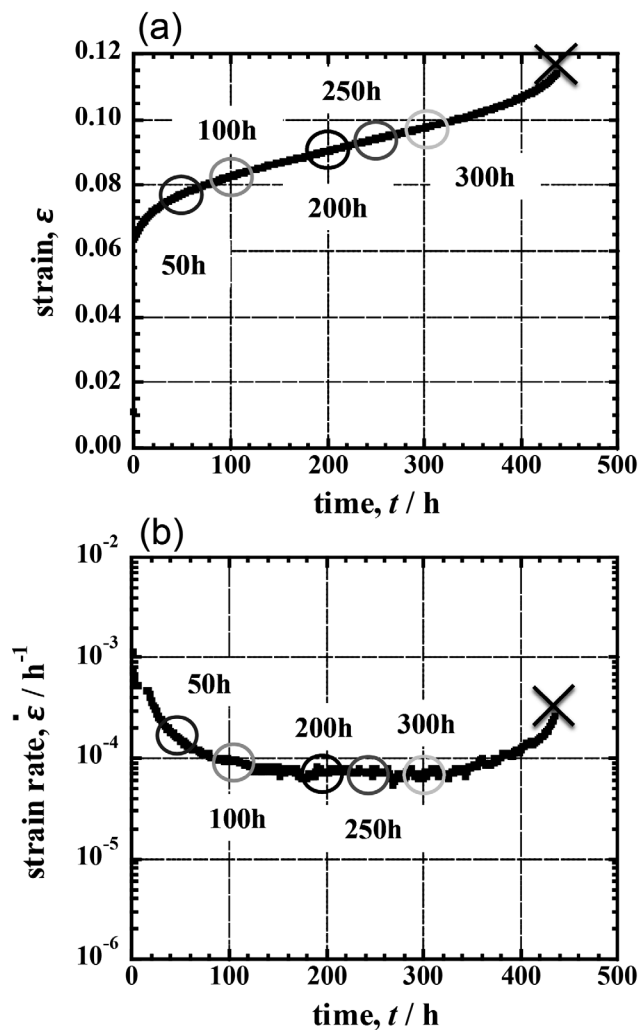


図2 400°C、200MPaでの純ニッケルの(a) クリープ曲線、および(b) クリープひずみ - 時間曲線
図中、×印は破断時間、○印はミクロ組織を観察したクリープ中断材の中断時間位置

ります。図中に丸印で示した時間の中断材について、TEM/STEM観察を行い、クリープによって導入された転位配列の状態を観察しました。その結果を図3に示します。図3 (b) および (c) からわかるように遷移クリープ段階の50h、100hで既に転位セルが形成されていることがわかります。すなわち、転位セルの形成は最小クリープ速度の時間や加速クリープの開始とは無関係という、私としてはちょっとがっかりする結果となりました。当初、私としては、転位セルの形成と加速クリープの開始が関係するのではないかと考えていたからです。一方、250hくらいからゲージ部直径に20 μm 程度の局部収縮が観察されました。結局、「大小さまざまな不均一なサイズの転位セルの形成により局部的に応力が異なり、その結果生じる局部収縮が加速クリープの主因と考えられる」という、靴の上から足を掻くような在り来りの結論になってしまいました(結果で結果を説明したような結論)。本来は、転

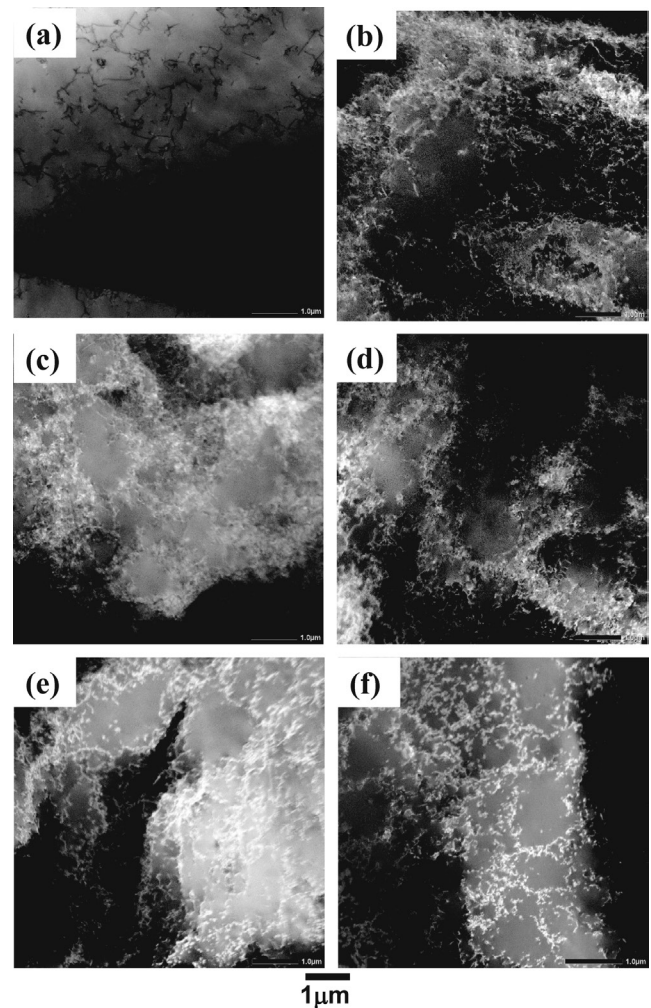


図3 400°C、200MPaでの純ニッケルのクリープ中断材のSTEM像
(a) 50h、(b) 100h、(c) 150h、(d) 200h、(e) 250h、(f) 300h中断材

位セルの大小の不均一性がどの程度の応力集中を生じるかという定量的な値をシミュレートして金属自体の降伏応力との大小関係で議論すべきですが、時間切れとなりました。しかしながら、この純金属での結果は、二相合金における加速クリープの研究に繋がるヒントも与えてくれました。今後、二相合金でも析出相の形態や分布の不均一性と局所応力の関係が明らかになれば、クリープ加速領域までのシミュレーションができるものと期待しています。言い換えれば、ある意味加速クリープは不均一性が支配するカオス的な現象であり、これまで学問になっていませんでしたが、近年ではカオス的な現象も学問として取り扱えるようになってきており、加速開始の問題が今後学問として取り扱えるようになるものと期待しています。

5 おわりに

2節で述べた(故)上田良二先生はこんなことも言っておられました。「一流に褒められて喜んでいるようではまだまだ二流だ」と。この言葉は、本当に独創的な研究はわかってもらえないことも多く、認められるのに時間がかかるという意味であろうと思いますが、褒められなくても自分の信念で研究を行えばよいという意味を含んでいるのであろうと私は勝手に解釈しています。「褒められたい」という気持ちは誰でもあって当然ですが、私自身も30代前半の時期にある本で次のような記述を目にしました。それは、「人に褒められようと思うな。褒められたいという気持ちは幼児の感情であって、大人はそんな気持ちをもつ必要はない。褒められたいと思うから精神的にかなりのプレッシャーを感じてしまう」という趣旨です。これを読んだ時、私自身かなり精神的に楽になったことを覚えています。これは怠けてもいいという意味ではなくて、自分のすべき事をきちんとやっていれば、別に褒められなくても(認められなくても)気にするな、という事だと思います。やった結果として褒められ、認められればそれに越したことはありませんが、気にしなくてもいいのです。

研究室の学生さんや教室の卒業記念パーティーの席で私は卒業生に対してしばしば「社会に出たらいろいろな事があると思うが、あまり人に褒められようと思うな。」というメッセージを送って来ました。現在研究をされている若い人たちにもいろいろなプレッシャーがあると思いますが、淡々と自分の信念に基づいて研究に励んで頂きたいと思います。言い古された言葉ですが、「為せば成る」です。

参考文献

- 1) 橋詰良吉, 田村理, 三木一宏, 東司, 石黒徹, 村田純教, 森永正彦: 鉄と鋼, 95 (2009), 176.
- 2) 村田純教: ふえらむ, 22 (2017), 431.
- 3) 勝谷堯明, 桂川直也, 三木一宏, 村田純教: 材料とプロセス, 29 (2016), 680.
- 4) Y. Murata, S. Sakurai, E. Mabururi, T. Koyama and M. Morinaga: Defect and Diffusion Forum, 273-276 (2008), 419.
- 5) 宮本吾郎, 金下武士, 知場三周, 古原忠: 日本金属学会誌, 79 (2015), 339.
- 6) K. Iwashita, Y. Murata, Y. Tsukada and T. Koyama: Philos. Mag., 91 (2011), 4495.
- 7) 村田純教: 日本金属学会誌, 80 (2016), 669.
- 8) Z. Cong, Y. Murata, Y. Tsukada and T. Koyama: Philos. Mag., 93 (2013), 1739.
- 9) Y. Tsukada, Y. Kojima, T. Koyama and Y. Murata: ISIJ Int., 55 (2015), 2455.
- 10) Y. Tsukada, Y. Murata, T. Koyama, N. Miura and Y. Kondo: Acta Mater., 59 (2011), 6378.
- 11) 中山大地, 神崎智央, 村田純教, 塚田祐貴, 小山敏幸, 近藤義宏: 材料とプロセス, 29 (2016), 791.

(2018年12月26日受付)