

公益財団法人  
応用科学研究所  
平成 30 年度研究成果報告書

第 26 号

**2018FY RESEARCH REPORT**

**No.26**

**2019**

**RESEARCH INSTITUTE FOR APPLIED SCIENCES**

## 目 次

1. 研究員による成果		
高耐熱性材料の開発に関する研究 .....	長江 正寛	1
鉄鋼材料の塑性変形形態と材料特性に関する研究 .....	長江 正寛	2
	久保 愛三	
久保研究室の成果 .....	久保 愛三	3
2. 特別研究員による成果		
銀被覆ビスマス系線材の機械的特性の評価 .....	長村 光造	19
超電導技術の国際標準化 .....	長村 光造	21
保磁力の配向度依存性と角度依存性の相関による磁化反転プロセスの解明 .....	松浦 裕	23
(Appendix) 中性子小角散乱法による Nd-Fe-B 磁石中の磁化の配向度、 角度依存性の解明 .....	長村 光造	25
フェライト磁石の磁化反転メカニズムについて .....	松浦 裕	27
3. 共同研究員による成果		
安全情報を伝えるメディアの研究(その 6) .....	尾池 和夫	29
メガソーラー用インバータにおける制御アルゴリズム開発 .....	太田 快人	31
	平田 研二	
大規模分散電源による電力システムの安定化 .....	舟木 剛	32
風力発電によるシステムのフレキシビリティ提供能力に関する調査研究 .....	安田 陽	34
PV の仮想同期発電機モデル制御による系統周波数安定化への影響評価 .....	横山 明彦	36



## 研究員による成果



# 高耐熱性材料の開発に関する研究

材料評価・開発研究室 長江正寛

受託先名：株式会社アライドマテリアル

## 1. 目的

高融点金属である Mo は、核融合炉壁材等の超高温耐熱真空部材として有望である。しかしながら、1000°C 以上での使用によって再結晶化し高温強度が大きく低下するのみならず、脆弱な結晶粒界に起因する低温脆性を示すことが大きな問題となっている。この問題を克服するために、我々は Mo 合金の希薄 CO ガス熱処理法を考案し、炭素の粒界偏析による粒界強化と内部酸化による粒子分散強化の同時発現が可能である事を見出した(1)。しかしながら、この手法は材料表面からの拡散反応が律速となるため、大型の部材には適用が困難である。

本研究では、液体ジルコニウム源を含浸させた Mo 粉末を焼結することで、微細なジルコニア ( $ZrO_2$ ) 粒子が均一に分散した、高強度・高靱性 Mo-ZrO<sub>2</sub> 系耐熱複合材料の作製を目指す。今年度は少量のイットリア (Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) を添加した Mo-ZrO<sub>2</sub>-Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 系焼結材料をホットプレスによって作製し、その機械的特性について検討するとともに、焼結体の機械的強度向上を目的とした W 添加についても検討した。

## 2. 成果

前年度までの研究により、液体ジルコニウム源に少量の Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 前駆体を添加すると、イットリア安定化正方晶ジルコニア (Y-TZP) を Mo 焼結体中に微細分散させることが可能である事がわかった。今年度作製したホットプレス焼結体の 1200°C における引張試験の結果、破断伸びは約 54% を示し、3 点曲げ試験の結果、延性-脆性遷移温度は -100°C 付近である事がわかった。従来の Mo 焼結体は室温で全く延性を示さないことから、本研究で得られた Mo-ZrO<sub>2</sub>-Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 系ホットプレス焼結体は、従来材と比較して幅広い温度域で優れた延性を示す。機械的強度の向上を目的として、Y-TZP 添加に加え W 添加についても検討したが、Mo-ZrO<sub>2</sub>-Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 系と同じホットプレス条件では十分な緻密化が進まなかった。W 添加系についてはホットプレス条件の再検討が今後の課題である。

## 参考文献

(1) M. Nagae, N. Ise, J. Takada, Y. Hiraoka, T. Takida ; J. of the Japan Society for Heat Treatment, Vol.49, 667-670(2009)

## 3. 成果の公表

成果の一部は令和元年秋の学会にて口頭発表する予定である。

報告書作成日 令和元年 5 月 10 日

# 鉄鋼材料の塑性変形形態と材料特性に関する研究

材料研究部 長江正寛 久保愛三

## 1. 目的

近年、歯車等の重要機械部品に関する損傷事故が増えている。その原因は様々であるが、鉄鋼材料の品質に起因すると考えられるケースも多い。鉄鋼材料の品質は JIS 規格で定められており、材料を購入する機械産業メーカーの担当者は、鉄鋼メーカーが提供する素材データ(ミルシート)やカタログを元に購入判断を行い、入手した鋼材に外観的な問題がなければそれで良しとしている風潮がある。本来、購入した素材の品質を正しく管理するためには、手間とお金をかけて組織観察等の品質検査を行う必要があるが、事故が起こるまでは、カタログやミルシートが盲目的に信用されていることが多いように思われる。

本研究では、鉄鋼材料の客観的な品質評価を簡便に行う事を最終目的として、各種鋼材について超多点のマイクロビッカース硬さ測定を行い、材料特性との相関について詳細に検討した。

## 2. 成果

各種鋼材の超多点硬さ測定を行った結果、偏析の有無、金属組織の違いによる硬さのバラツキ、焼入れなどの熱処理に起因する異常組織の存在、ミルシートからは読み取る事が困難な材料間の差異が、あたかも 2 次元画像データとして視覚化できることがわかった。このような視覚化は、軽荷重(例えば 50gf)を用いて超多点硬さ測定を行う事でより明確になる。一般に軽荷重で硬さを測ると、バラツキが大きくなって材料の硬さの状況が分かり辛くなるため、かなり大きな荷重で硬さを測ることによりバラツキを小さくし、硬さの異常点は削除することが一般的に行われている。しかしながらそのような測定は、圧痕サイズを大きくすることにより、材料組織の詳細を平均化し、平均値で物事を見ようとする一種のメカニカルフィルターを硬さ試験結果にかけている操作といえる。軽荷重の硬さ試験を超多点で行う事により、材料の異常を可視化することが比較的簡単に出来るようになり、材料に起こりうる様々なトラブルに対する対策を考える上で、非常に有益な情報が得られると考えられる。

## 3. 成果の公表

- (1) 長江正寛、久保愛三；超多点マイクロビッカース硬さ測定による鋼材評価、日本鉄鋼協会第 176 回秋季講演大会 (2018)
- (2) 井戸原修、魏嵐、三阪佳孝、川寄一博、長江正寛、久保愛三；多点硬さ自動測定装置を用いて作成した高周波焼入材の新 TTA 線図、日本熱処理技術協会第 86 回講演大会、(2018)

報告書作成日 令和元年 5 月 10 日

# 久保研究室の成果

久保研究室 久保愛三

平成30年度は、下記の学会にて1件の発表があった。

INTERNATIONAL GEAR CONFERENCE

27<sup>th</sup>-29<sup>th</sup> August 2018

Lyon Villeurbanne, FRANCE

Session 18: Durability, fatigue (III) -2

Evaluation of gear steel by very local fracture test

以下、論文を掲載する。

# Evaluation of gear steel by very local fracture test

**Aizoh KUBO, Prof.hc.Dr.** aizokubo@hera.eonet.ne.jp  
**Masahiro NAGAE, Dr.,** nagae@rias.or.jp  
**Masayoshi AKIYAMA, Prof.Dr.** masayoshiakiyama@mwe.biglobe.ne.jp  
RIAS (Research Institute for Applied Sciences); Ooicho 49, Kyoto 606-8202 Japan  
<http://www.rias.or.jp/>

## 1 INTRODUCTION

It is well known that the hardness of steel has a proportional relation to the strength and durability. Hardness measurement is therefore commonly carried out to investigate e.g. whether the heat-treatment is well done or not. The hardness inspection, e.g. that with pyramid stylus such as Vickers' hardness measurement, is a very local fracture test of the material. The hardness measurement has become so common and become an established technology in machine industry and no mechanical engineer today will know what and how much information are hidden in the 3D form of indentation and of plastic deformation around the indentation.

Because of the progress of globalization of world economy, steel makers pay strong effort to survive in the severe economic situation of competition and the production of gear steel aims cheap material that passes the conditions of e.g. ISO Standard with MILL specification certificate. Good old engineers in steel industry who will make good steel with rather small consideration in reducing production cost cannot survive today. As the result, there are a lot of poor quality steels in the market that pass though the standardized specification. Machine builders who purchase such steel material surely have some possible causes of gear failure in their product. The protection method that machine builders can incorporate is, not to buy steel of such poor quality. The available checking methods of steel that bring us good information is texture inspection of etched steel surface, but good metal researcher with much experience must be the inspector and the result is the impression of the inspector that is sometimes far from the quantitative and objective index. In order to bring versatile steel quality inspection with objective data, we have developed fast full-automatic Vickers' hardness (refer to Hv) measuring apparatus that can carry out much points measurement in a short time, e.g. 1200 Points Hv measurement in 86 minutes<sup>[1]</sup>. We have checked how this method can be useful for machine builders. Here is some of that information.

## 2 NATURE OF H<sub>V</sub> INDENTATION

### 2-1 Crystal orientation and form of indentation

Multiple Hv indentations are made over the surface of some big crystals in the core of a case carburized and hardened small specimen. Fig.1 shows the trace of the indentations and two typical 3D forms of plastic deformation around the indentation in two different crystals. The deformation in each crystal is identical, but it is different from that of other crystal. In the upper figures the deformation is bulged up at four corner-apexes of the indentation, but in the lower figures the deformation is bulged up at 4 sides of the indentation. The orientation of each crystal is checked by the EBSD. It becomes clear that the bulging up of the plastically deformed material around the indentation is observed in the [110] plane of the crystal. When the position of the TP is rotated by 45 deg., the two corner apex positions are bulged up and the different 2 corner apex positions crossing the diagonal are sinking down (exactly saying, not piling-up). These facts means the plastic deformation around small Hv indentation in a single

crystal occurs in the plane easy to slip, e.g. in  $[110]$  plane. When the size of indentation becomes large to cover multiple crystals, the side line of the indentation shows some zig-zag line as seen in the leftmost figure of Fig.2.

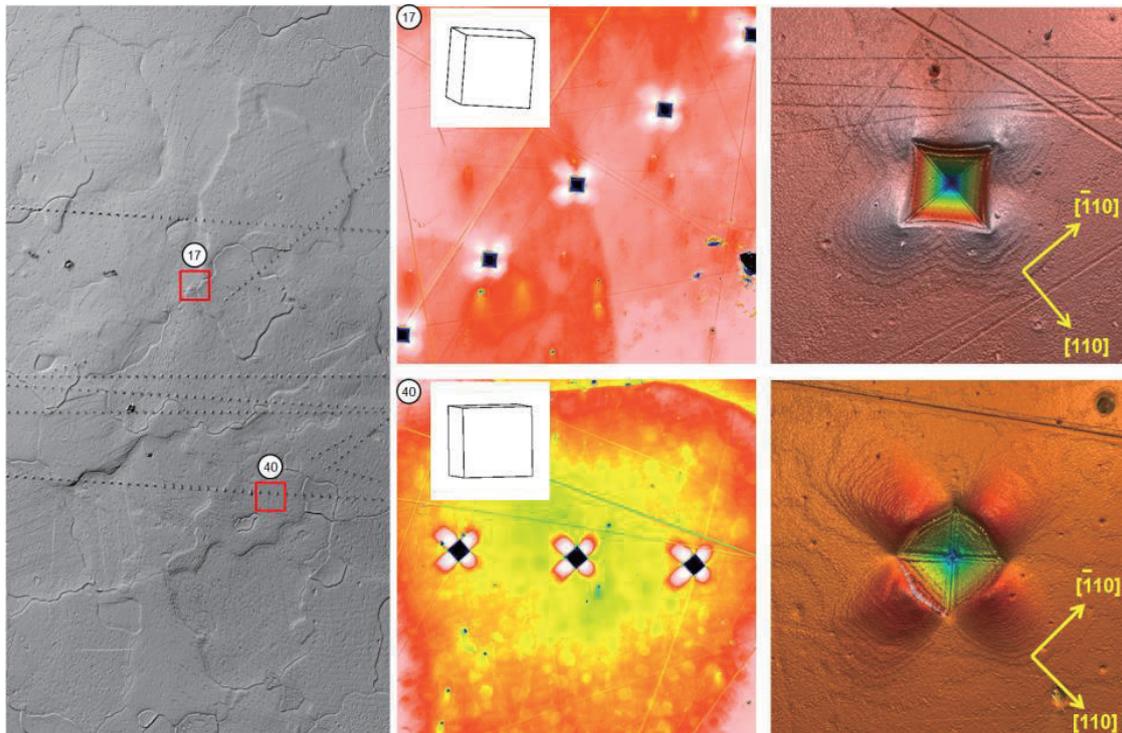


Fig.1 Plastic deformation around Hv-indentation in different crystal in a same material  
(measured with OptScope of Accretech Co.)

Fig.2 shows a larger Hv indentation. The left most picture is an indentation seen from the vertical position. The 4 sides of the indentation is not straight line and on the outskirts of the indentation, many wrinkles are seen. The middle picture shows its 3D view. The wrinkles look the state that the material slips in the boundary of crystal grains. Perhaps there must be much information about the strength of grain boundary of this material. The rightmost figure shows the state of horizontal cut of the indentation by the flat plane of the surface before indentation was made. It is recognized that the surrounding of the indentation bulges up like Fuji mountain of Japan, a conide volcano, and inner wall of the indentation bulges inner ward like a spool for winding threads. This comes surely from the spring-back of indented material and from the residual compressive stress.

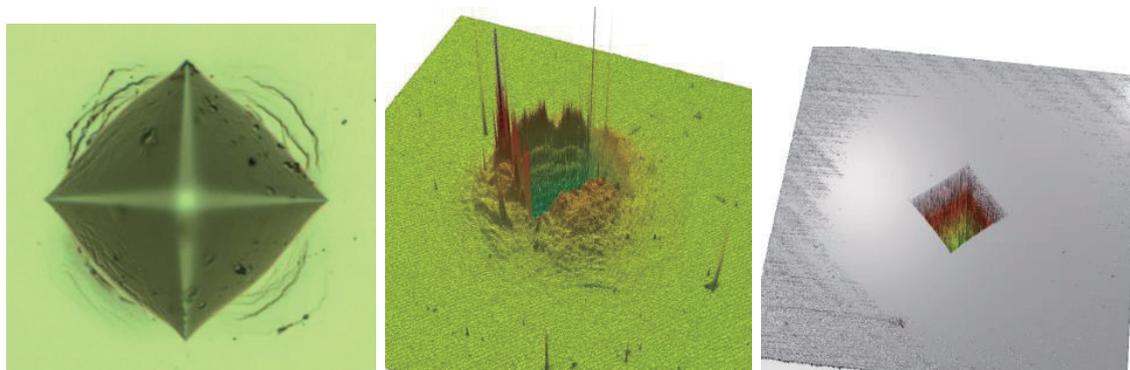


Fig.2 An example of Hv-indentation, 3D plastic deformation and its horizontal cut

## 2-2 Spring-back of indentation

Fig.3 shows a schematic view of the force balance at generation of Hv indentation and the resulted spring-back after the stylus is removed. We made rather large Hv indentation of 100 $\mu$ m-order diameter that exists over some crystal grains. Fig.4(Left) shows a relation between Hv hardness and the spring-back of the indentation. The test pieces investigated are from some different kind of metals, i.e. JIS S45C carbon steel, its water quenched one, its tempered one, bearing steel JIS SUJ2, industrial pure ferrum, manganese steel and brass. It is very interesting that the hardness and ratio of spring-back of the indentation depth has good proportional relation without receiving much influence of the metal kinds. This fact indicates us that there must be definite relation between volumetric spring-back and plunging energy to make Hv indentation. The test result is as shown in the Fig.4(Right), where the volumetric spring-back of the indentation is the sum of the depth recovering volume of the indentation and bulging volume of four side walls after removing the plunging stylus.

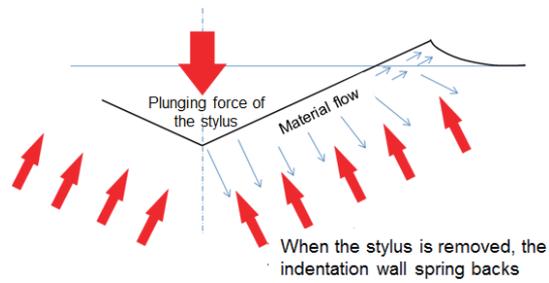


Fig.3 Image of spring-back of Hv indentation

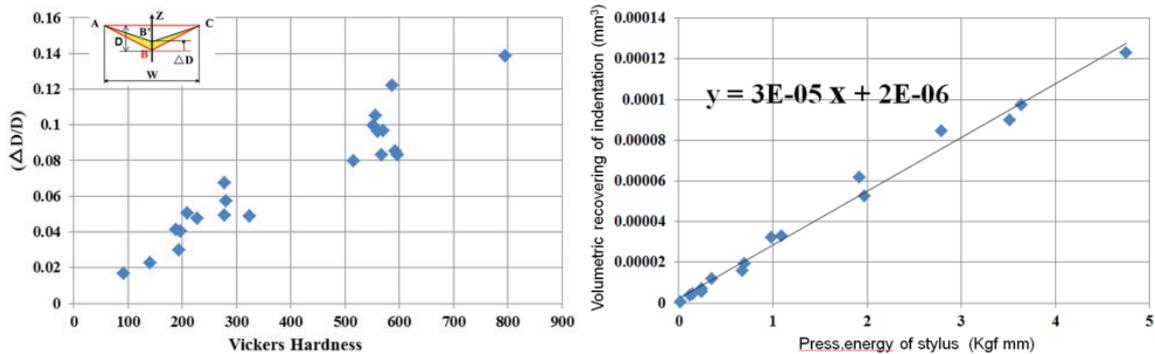


Fig.4 Spring-back of Hv indentation and the relation between plunging energy and volumetric spring-back amount

## 3 HIGH SPEED HARDNESS & RESIDUAL STRESS TESTER

The joint project team of RIAS and NIKON develops the multi-points, full automatic, high speed Hv measuring apparatus with financial support of JGMA and METI\*. After the operator of this machine sets the measuring paths and the number of measuring points by spending 3 to 5minutes in facing the photo of the objective TP surface on the PC screen, the machine begins the measurement ordered: The machine first adjusts the normal vector of the target surface to let it coincide with the optical axes automatically and the machine memorizes all the position of measuring points and the focusing data for taking pictures. Then it makes Hv indentations with using dead weight loading of FutureTech Co. patent construction. When all the indentation are made, the machine measures then the dimension of each indentation by pattern recognition. In order to accomplish such measurement, the hardware with high spec. focusing lenses, special light source, submicro-meter accuracy of X,Y,Z and  $\theta$  positioning by CNC is necessary.

In spite of such high-tech feature of the machine, it sometimes makes failed pattern recognition of indentation, e.g. when some inclusion appears near the indentation or

when rust comes on the target surface or when the state of the target surface is rough. This machine has special feature to recover such circumstance: the machine memorizes all the observed photos of indentation with keeping the relation between the data of each indentation and the definite photo. The 4 corner apex and the center positions of the indentation are also memorized. When the measurement is finished, the Hv distribution is displayed on the screen of the PC like Fig.5. In this picture, we find e.g. a point at the middle low position looks not to be included in the group of the Hv distribution. In the conventional measurement, such point is usually eliminated from the measured data with no deep consideration, by saying "This point is abnormal". With our new machine, when we click such abnormal point, the measured photo appears on the screen like the rightmost figure in Fig.5. From this picture it is clear that the inclusion near right apex of the indentation makes the wrong apex positioning to bring the fault data, i.e. a larger diagonal length of the indentation was generated. The operator can shift the apex position manually to the right position. Then the measured Hv hardness is corrected automatically as shown in the left picture of Fig.5. This feature also works to insure the reliability of all the measured results of Hv, because man can inspect the accuracy of the position of all indentation apexes any time afterward.

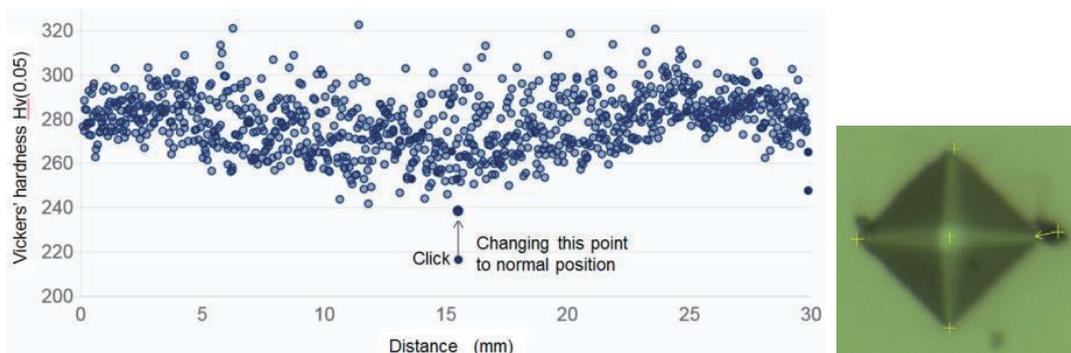


Fig.5 Original measured result and manual correction of abnormal point

#### 4 Hv SCATTERING AS INDEX FOR STRENGTH OR DURABILITY

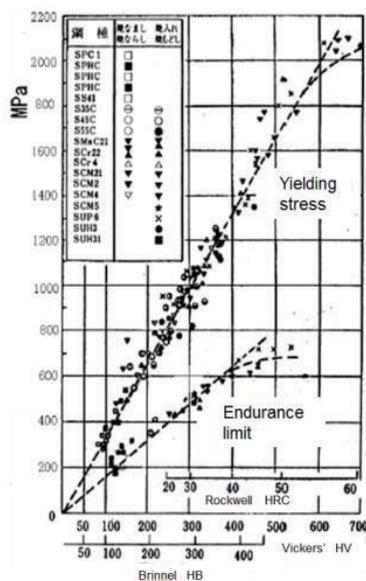


Fig.6 a. An example of hardness and steel strength

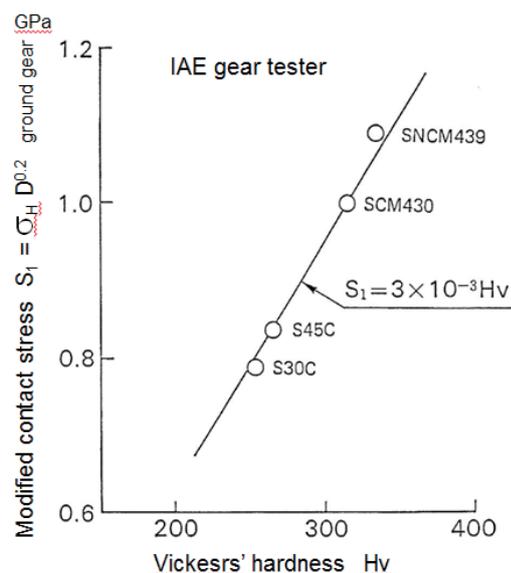


Fig.6 b. An example of hardness and surface durability by gear running tests

It is generally accepted as shown in Fig.6, when steel material is adequately heat-treated and acquires different hardness, the hardness of steel has almost proportional relation with the strength and durability<sup>[2,3]</sup>. When a quenched steel is annealed with different temperature, we can obtain different hardness. In such a case, short time fracture test such as tensile test can show, the harder steel is stronger than the softer steel, but it is not true for the fatigue durability. Fig.7 show the results of tooth flank durability of normalized SCM435 gears tested with IAE power circulating rig. The surface durability is almost independent from the tooth flank hardness<sup>[2,3]</sup>. Man suggests that the reason of this fact is, there exist some local soft parts of almost same hardness inside both the harder and softer steels, but it has not yet been proven.

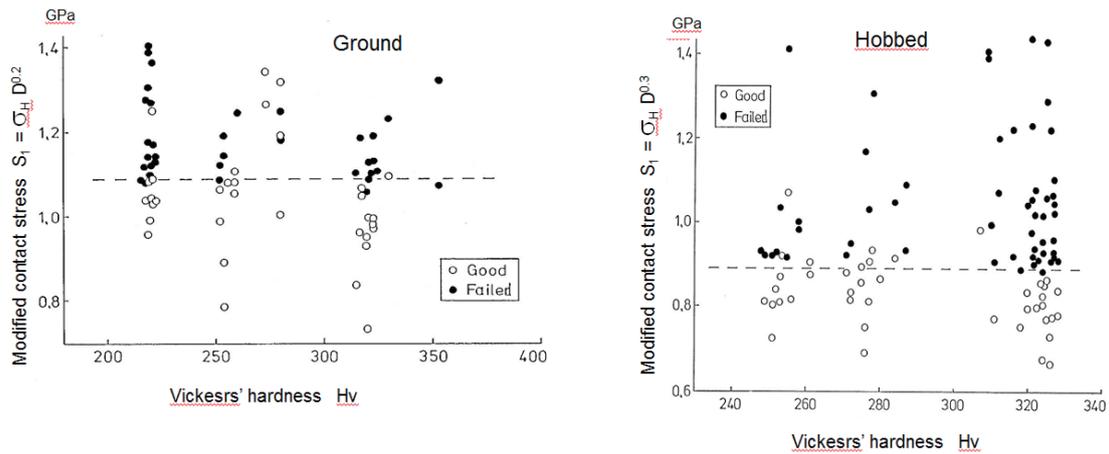


Fig.7 Tooth flank durability of gears whose hardness is controlled by changing annealing temperature.

Fig.8 shows the hardness of JIS SCM435 steel after two different normalizing processes. Both the test pieces were made from a same steel specimen. The hardness of 2hr-processed test piece is Hv(10) 337-375 and that of 3hr-processed is Hv(10) 297-310, where the kind of cooling media at the quenching and the annealing temperature was different. The hardness distribution measured with our new machine with 500gf loading shows wide scattering. There is though no difference in lowest hardness in the matrix of these two test pieces. At the fatigue process, the probability of very local initiation of micro-crack to trigger the fatigue fracture is not different between these two materials of different annealed hardness.

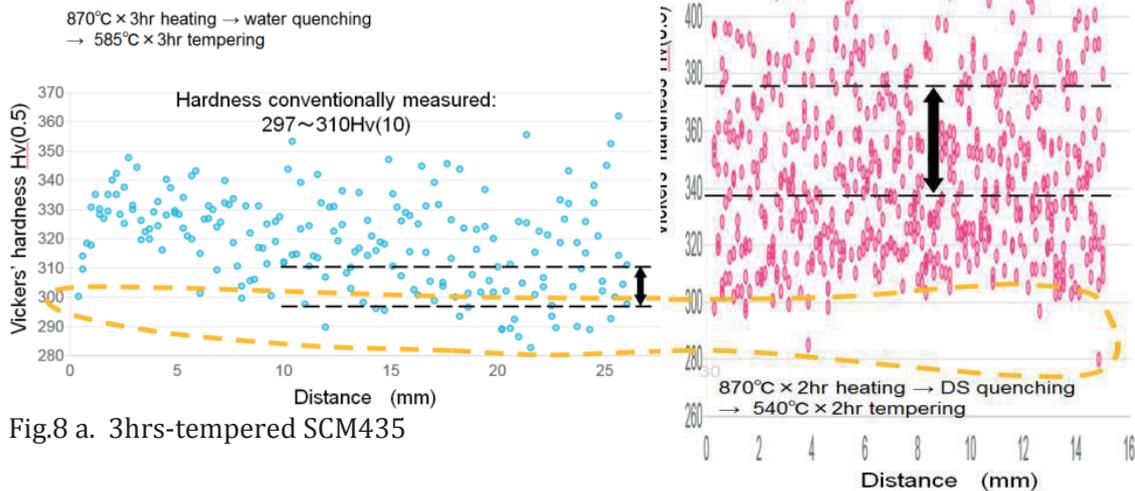


Fig.8 a. 3hrs-tempered SCM435

Fig.8 b. 2hrs-tempered SCM435

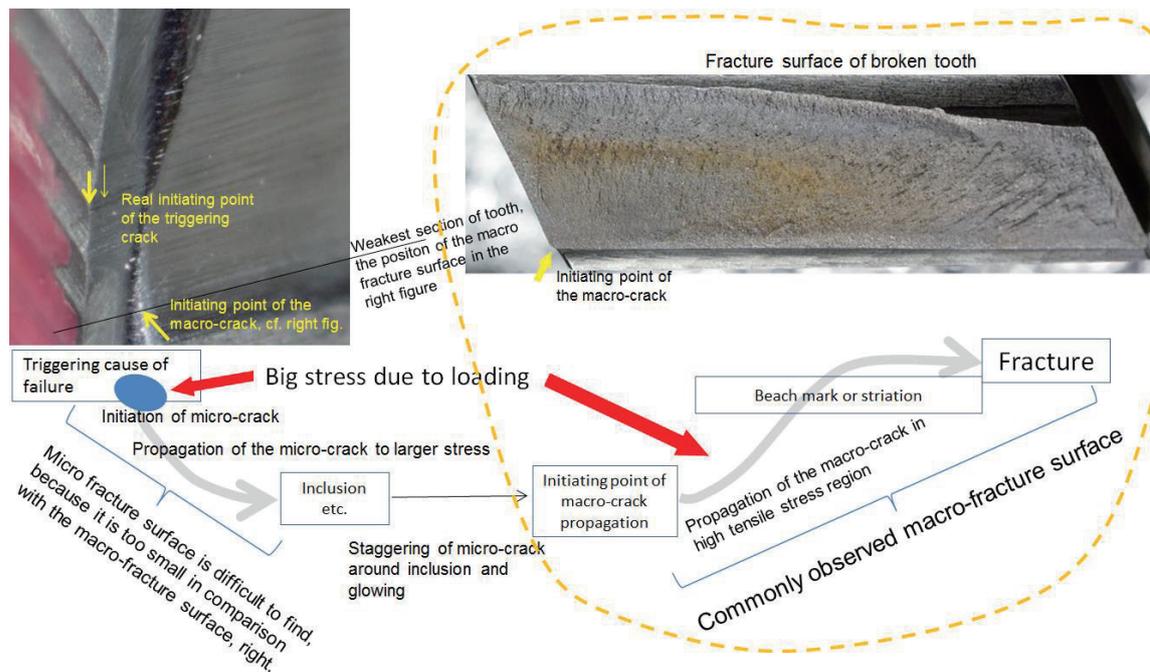


Fig.9 Triggering micro-crack to the fatigue fracture and macro-crack that makes visually appealing fracture surface of tooth breakage

Considering the most cases of fatigue tooth breakage, a typical history is summarized as shown in Fig.9. In this example the triggering micro-crack initiates at a notch made by small grinding grain of hand grinder used to remove sharp side edge of tooth. The initiating position of the micro-crack is a little higher than the maximum bending stressed position at the tooth fillet, and the micro-crack proceeds downward in the direction to the higher tensile stressed tooth fillet position. Inside tooth material, there exist some imperfection, in this case some inclusions and mangan sulphide as shown in Fig 10. When the micro-crack reaches such position, it stagflates there and grows to be macro-crack. Then the macro-crack propagates in the tooth width direction in the plane of the maximum tooth bending stress, making the trace of beach mark, to the break off the tooth.

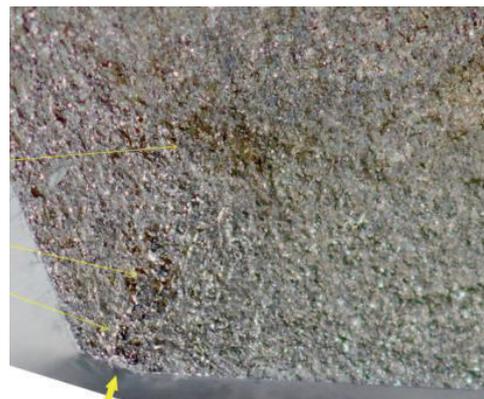


Fig.10 Inclusion at the side edge in the maximum bending stressed section of the tooth

When a machine engineer observes a tooth breakage, he looks this brilliant and apparent fracture surface and recognizes the situation. The fracture surface he has observed is though the historical record of the material from the sentence of

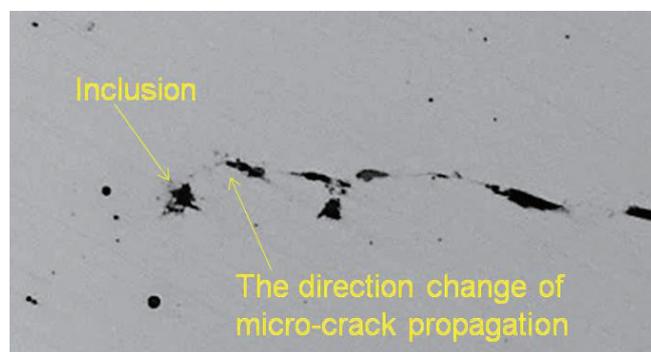


Fig.11 Micro-crack propagation near inclusion

forthcoming death to the stop of the heart in human analogy. There are not many engineers with much experience, who see the real trigger of this failure, i.e. triggering

micro crack in the upper position from the maximum bending stress, to find the countermeasure to protect this gears from early tooth breakage.

Fig.11 shows an example of micro-crack propagation: This material receives repeating bending stress and a micro-crack runs from right to left, but near the path, there exists an inclusion. Near this inclusion the stress state is deformed and the propagation of this micro-crack changes its path toward the inclusion. This fact shows, when steel material has inclusions or hard points inside, the stress state is considerably twisted to affect the propagation path of cracks.

These phenomena teach us about the index for reliable steel quality: Under heavy loading, higher stress is induced near inclusions, near the hard point inside the steel texture, and soft point near there is exposed to that high stress. Micro-crack can rather easily be induced there. That means, when the scattering of hardness is large, the reliability against fatigue strength becomes low. We incorporate therefore the band width of Hv scattering as the index of steel quality, cf. Fig.12.

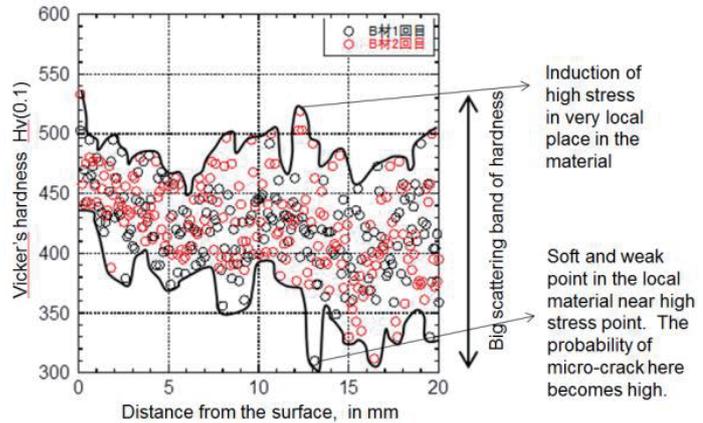


Fig.12 Scattering band width of Hv as a criterion of steel quality

## 5 Hv CHARACTERISTICS OF STEELS EXPERIENCED TROUBLE IN USAGE

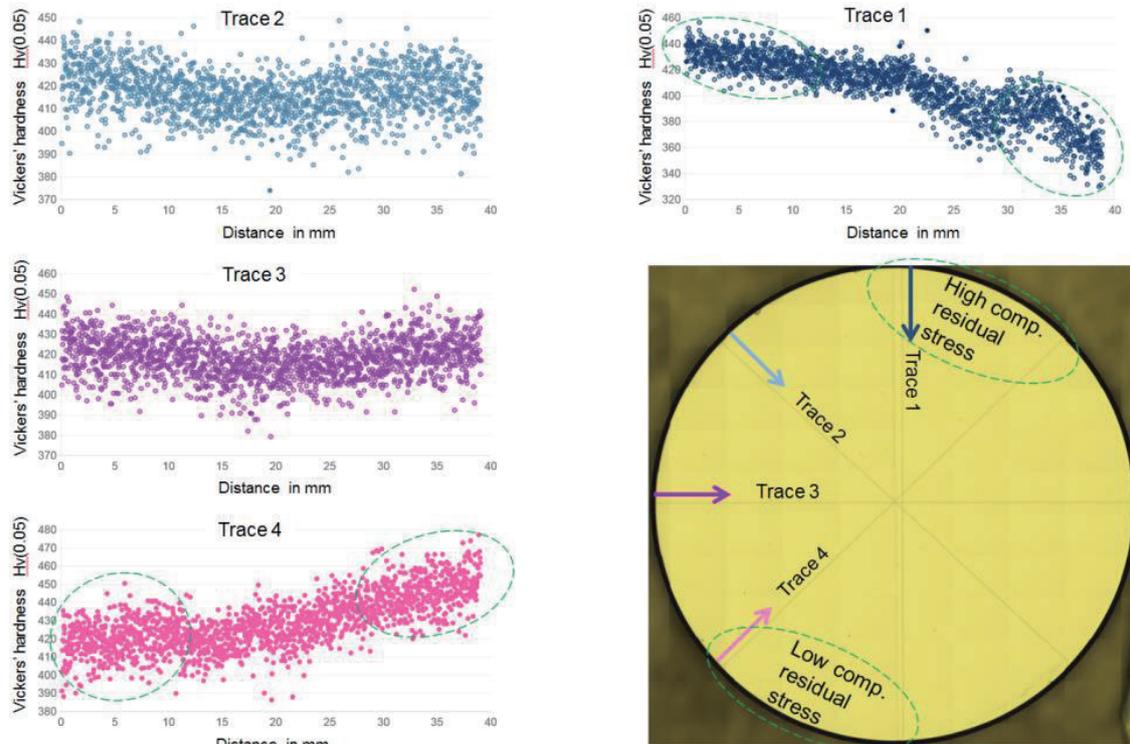


Fig.13 Result of Hv measurement in 4 diagonal directions of stainless steel bar

There occurred a problem: when a bar of precipitate-hardening stainless steel 15-5PH is machined in longitudinal direction, it deforms and bent. The hardness of the cross-section of this bar was measured as shown in Fig.13. It becomes clear that the hardness distribution in the cross section is not uniform. The hardness in the region of 1 o'clock is high and that in 7 o'clock is low. As shown later in Fig.28 and it is also supposed from Fig.3, the hardness has strong correlation with residual stress in the material. The measured result of Fig.13 indicates therefore, the cause of shaft bending after the machining is the uneven distribution of residual stress.

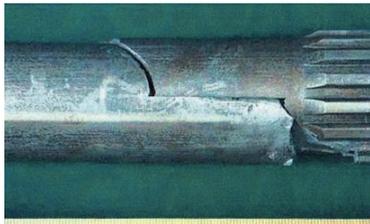


Fig.14  
Breakage of gear shaft

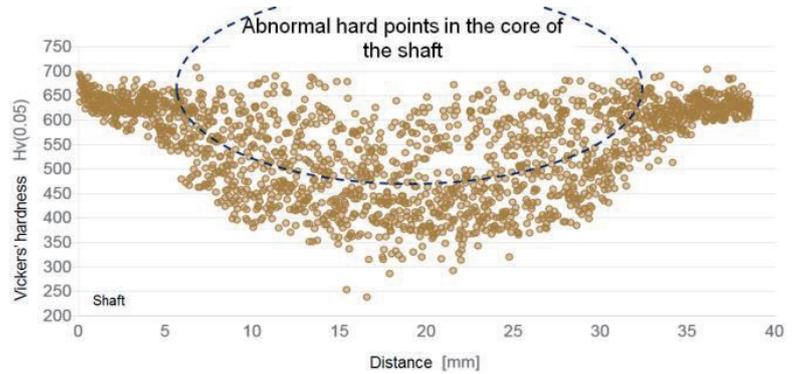


Fig.15 Hv scattering of the cross-section of the gear shaft

After 18 months of usage, a gear shaft of SCM440 was broken as shown in Fig.14. The shaft was induction hardened. The gear box maker had expended good one month and considerable amount of money to find the cause of this trouble. The inspection company answered that the cause is material problem, i.e. it includes much hard impurity and lamellar mangan sulphide in the texture. We try to evaluate this material with our new machine, the result is shown in Fig.15. The induction hardening in general does not harden the core of the shaft and the measured hardness distribution inside this oval area should not exist. The measured hard points inside core area of the shaft mean that they are already hard enough before quenching or they include some metallurgical elements to raise quenching ability strongly.



Fig.16 Lamellar texture construction

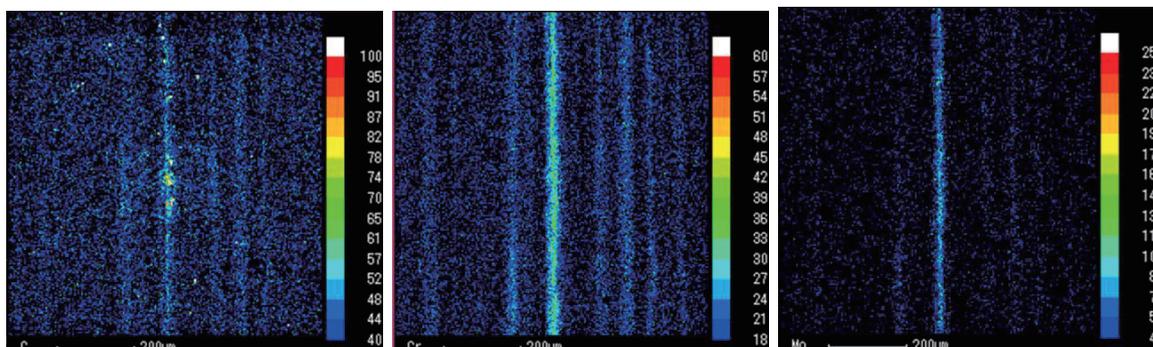


Fig.17 Segregation of carbon, chrome and molybdenum in the texture of this steel

Fig.16 shows the etched figure of the axial section of this steel bar. The texture is of strong lamellar construction and far from homogeneous state. The element distribution of this surface is checked with EPMA. There is strong segregation of carbon, chrome and molybdenum in form

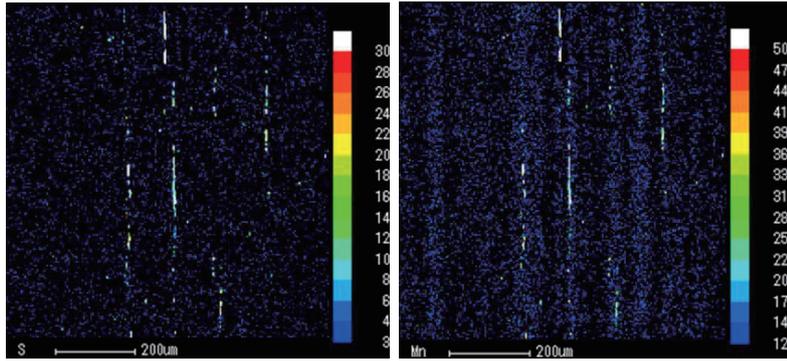


Fig.18 Sulphur and mangan distribution indicating the existence of mangan sulfide

of stripes as seen in Fig.17. Fig.18 shows the distribution of sulfur and mangan. Their pattern is identical, that means, there exists mangan sulphide. In the stripe of this steel texture, hard material and soft material exist at almost same position. This is the reason why we obtain the scattering of Hv distribution like Fig.15. The strong uneven distribution of constructive elements means, the steel kind at each very local place, e.g. out or in of the texture stripes in the material, is different, though the average elemental constitution passes the condition of SCM440 specification. Such “Standard OK steel” is now in the market with MILL spec. certificate.

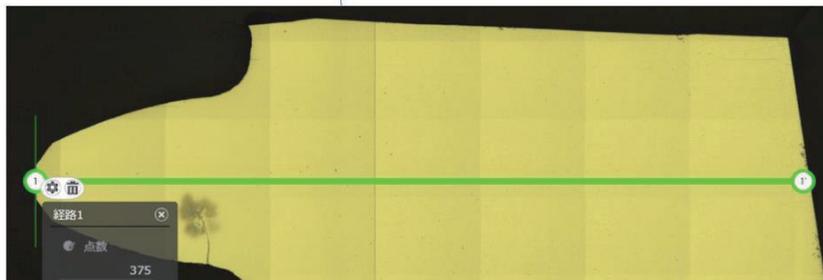
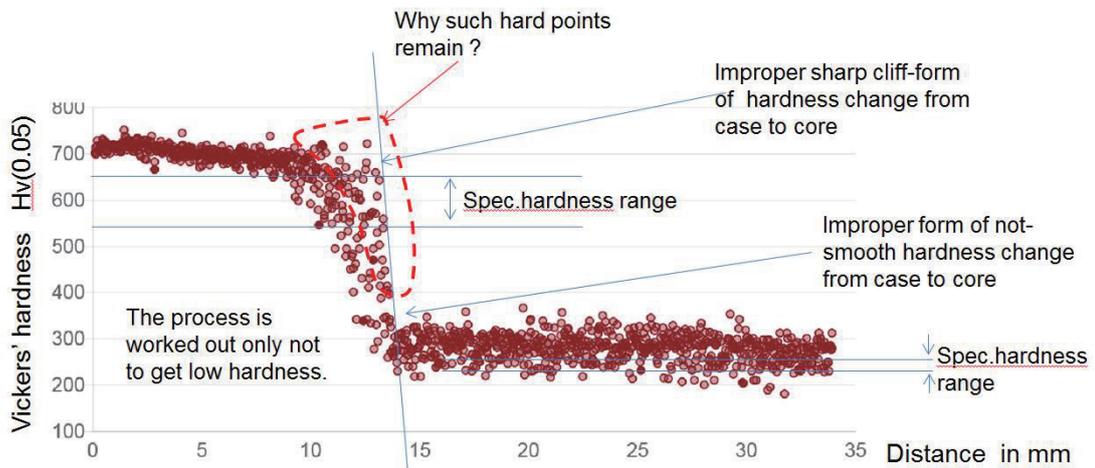


Fig.19 Bad induction hardened gear

Fig.19 shows an example of failure of induction hardened gear. The acceptance of induction hardened gear is usually checked only by hardness. When the hardness is below the specified value, the gear is not accepted, but harder value is usually judged OK. Such custom lets the heat treatment operator make gears often over-hardened. Fig.19 shows the result of such habit. Whole the tooth is hardened and there is a very sharp hardness change at the border of case and core. In the region near the core, the case

material shows very wide Hv scattering. This suggests that the quality of this steel material is not good enough to this heat treatment condition.

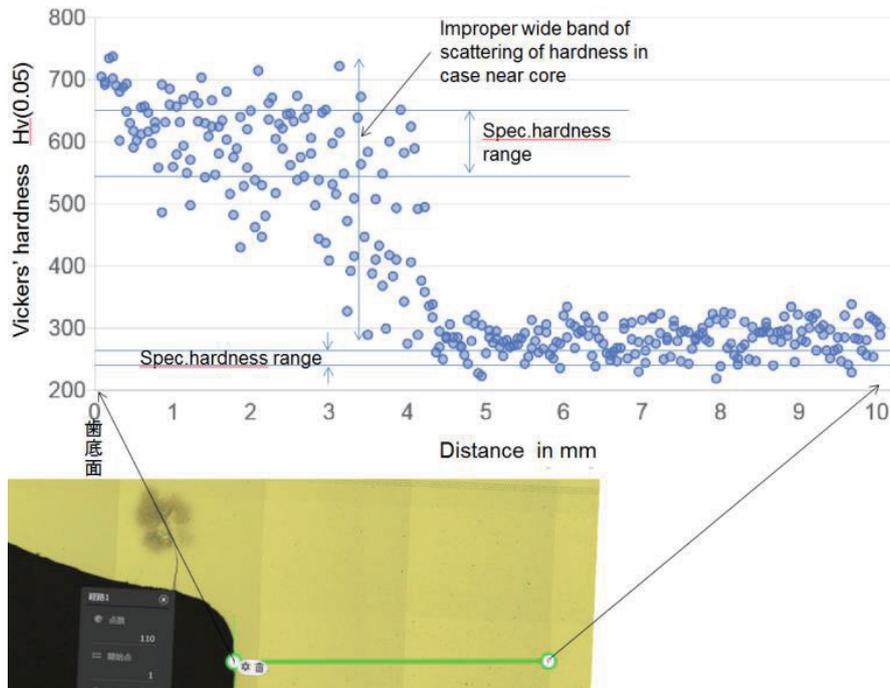


Fig.20 Hv distribution from the tooth bottom of failed induction hardened gear

Fig.20 shows the Hv distribution from the bottom of tooth space to the center of this failed induction hardened gear. The hardened depth is very large and this indicates that this gear is over induction hardened. More interesting thing is that wide scattering band width of the Hv distribution in the case near the boundary to the core. Such wide scattering band is probably the result of struggling TimeTemperatureTransformation-curve and dancing eutectic temperature at each local point of the material as function of uneven distribution of constituting alloy elements. Such state is abnormal and the quality of this steel material is of problem.

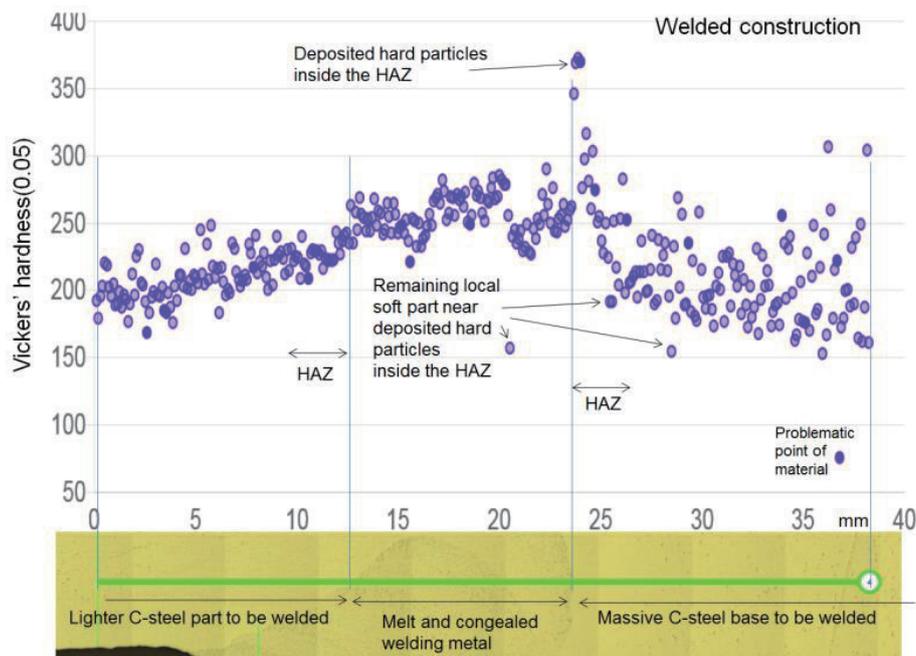


Fig.21 Hv scattering of welded part of large machine construction

Fig.21 shows Hv scattering of welded part of big machine construction. The center of the figure is the melted and congealed welding metal (refer to beads) and the right part is massive carbon steel basement and the left part is welded light fin structure. Just inside the heat affected zone (HAZ) of base structure, local hard points appear. In the neighbor, there exist soft points of the base material texture. Perhaps, because of large heat mass of the base and of material character, some hard particles appear in this HAZ as seen in Fig.22. When strong bending stress is applied there, the local stress state around those hard particles increases and micro-crack initiates in soft part near by.

Fig.22 shows the fracture surface resulted. Micro-crack appears at the stress concentrated notch on the inside wall of blow hole in welding beads and propagates downward to meet hard particles in the HAZ of the basement. The micro-crack stagflates there and grows to become macro-crack. It then propagates further downward, making beach-marks, to lead fatigue breakage of the basement. This story is same as that I explained at Fig.9.



Fig.22 Propagation of micro-crack and it grows to be macro-crack to make fatigue breakage

The Hv distribution of similar welded part on the same failed block near that fracture is investigated and compared with the fracture surface of Fig.22. The result is shown in Fig.23. The triggering crack initiates at the local hard part on the inside wall of blow hole and propagates between hard particles in the HAZ of the basement. A macro-crack grown there from soft very local part on the HAZ begins to propagate fatally to make fatigue breakage of the basement.

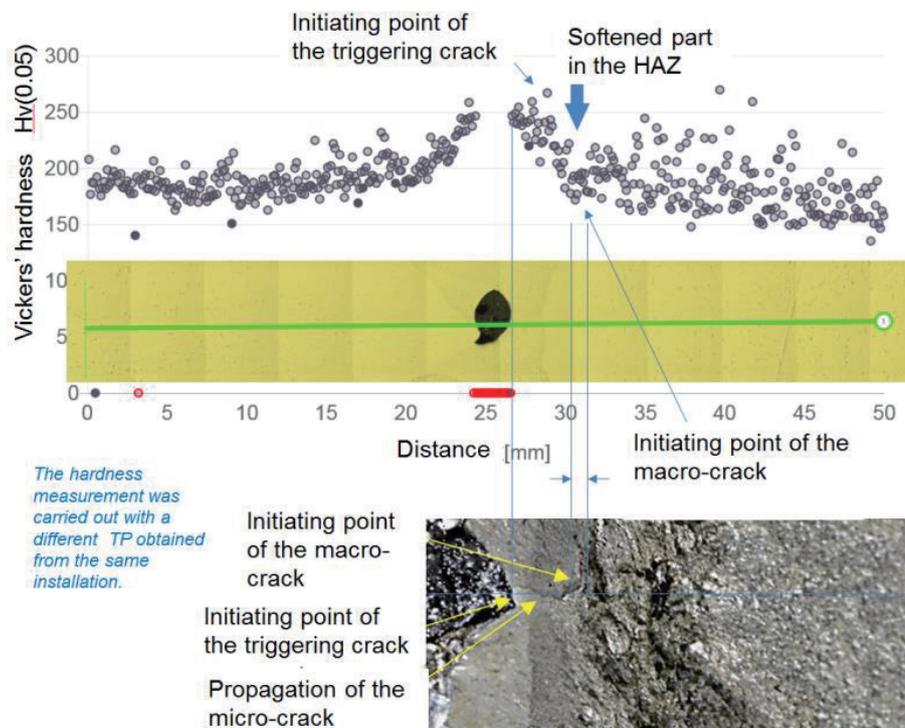


Fig.23 Correspondence of Hv distribution with the fracture surface

## 6 QUALITY COMPARISON OF STEELS PURCHASED FROM SOME STEEL MAKERS

The JGMA\* purchased gear steels from different steel makers, some of them have Hoch-oven for iron production and some have only converters and produces steel only from recycled scrap. We have checked those steels to know, how the Hv scattering differs as function of steel makers. Fig.24 shows one example: The target steel is 18CrNiMo67, two of them are from Japanese steel makers and one from a foreign steel maker. All the steel pass the DIN specification and delivered us with MILL certificate to guarantee the quality. As you see in the picture, there is though very clear difference in Hv scattering. Of course the probable durability of these three steel must be different, but no gear engineer designs his gears considering this difference in material allowable at the calculation of load carrying capacity of his gear. The quality of steel from the maker JA is the best, but we can purchase the steel from maker KK with almost half price of that of JA. These are the result of raw material and of course the Hv scattering after e.g. case hardening process must be measured. We have confirmed that the raw material of wide Hv scattering shows wide Hv scattering near surface and core of the material after case hardening process. According to the evaluation of Hv scattering before and after the heat treatment, the final judgement of steel quality should be made.

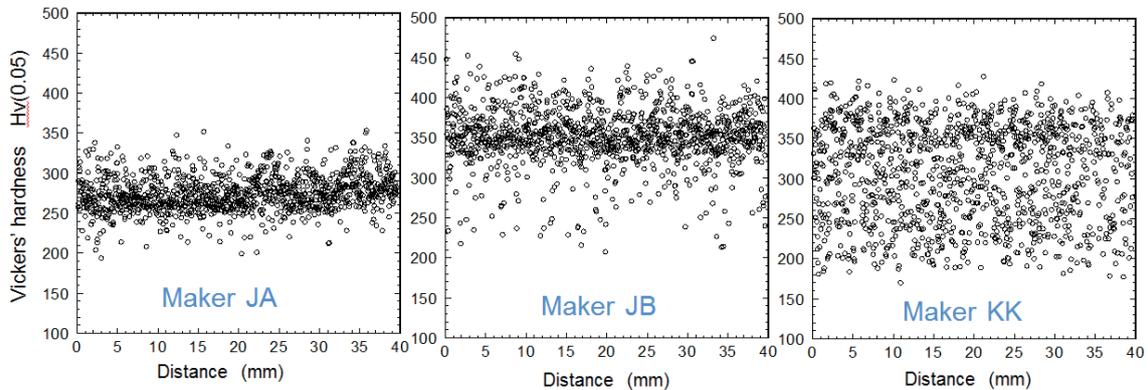


Fig.24 Difference in Hv scattering of 18CrNiMo67 from different steel makers

Fig.25 compares the Hv scattering of JIS SNCM420 steel from two Japanese makers, both with Hoch-oven. The bandwidth of the Hv scattering and the fashion of the hardness distribution differs strongly as function of steel maker. The existence of high hardness spots means that the machinability of this steel is poor and the existence of low hardness spots means the strength of this steel is somewhat of problem.

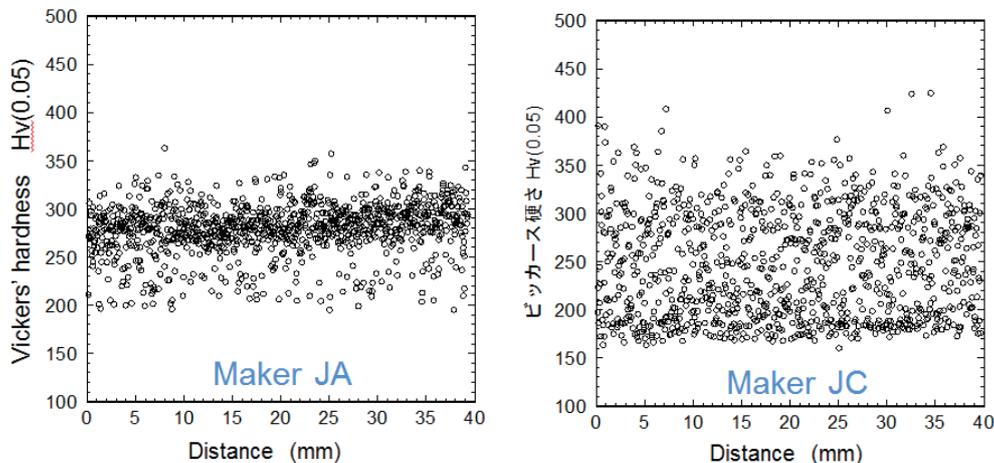


Fig.25 Difference in Hv scattering of JIS SNCM420 from different steel makers

## 7 RELATION BETWEEN $H_v$ AND RESIDUAL STRESS IN STEEL MATERIAL

Considering the spring-back of  $H_v$  indentation mentioned in the section 2.2, the relation between the form change of indentation and residual stress value was investigated, where the residual stress was measured with X-ray diffraction using the Pulstech  $\mu$ -360n apparatus. The specimens are prepared from one SCM420 steel bar and different kinds of annealing process, shot peening etc. were given to obtain different hardness. The loading for  $H_v$  measurement is so decided that the depth of the indentation becomes about  $10\mu\text{m}$ , because the X-ray diffraction occurs about  $7\mu\text{m}$  depth from the steel surface.

Fig.26 shows the relation between depth recovering ratio (DRR, that is  $\Delta D/D$  in Fig.4) of indentation and residual stress. The residual stress has a good linear relation with DRR. The DRR is though not easy to obtain, because the reference of zero-depth is lost after indentation was made. To escape from this difficulty, we take the ratio of diagonal angle of the indentation to that of stylus, i.e. diagonal angle ratio (DAR). The result is shown in Fig.27. The linear relation between residual stress and DAR remains. There is a possibility to estimate the residual stress from the  $H_v$  measurement as function of DRR or DAR. A definite relation between  $H_v$  value and residual stress possibly exists. There are some reports about the correspondence between  $H_v$  and residual stress<sup>[e.g. 4,5]</sup>.

Fig.28 shows a good linear relation between  $H_v$  and residual stress, when only the measured data of this series of test specimens are plotted. But when some test data from other test pieces are added in the same figure, good linear relation is fading away: Rectangular region A, B, C and D are the places for a case hardened SCM420, the hardness of which was changed by different grinding processes, making

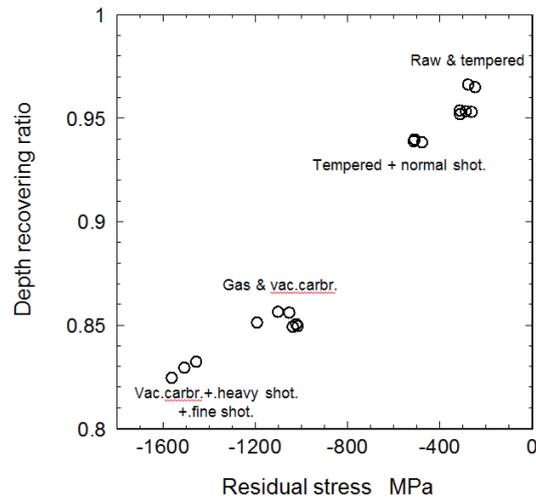


Fig.26 Depth recovering ratio of indentation and residual stress

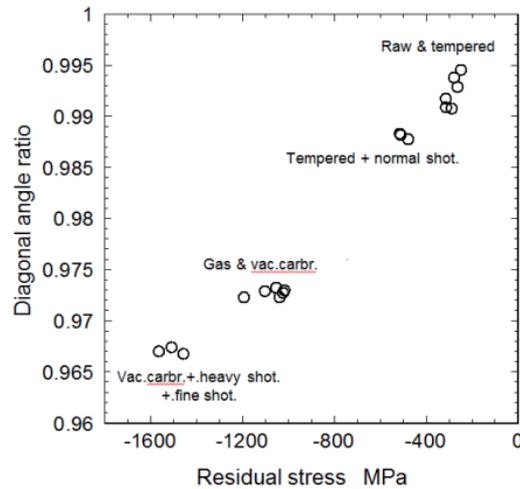


Fig.27 Diagonal angle ratio of indentation and residual stress

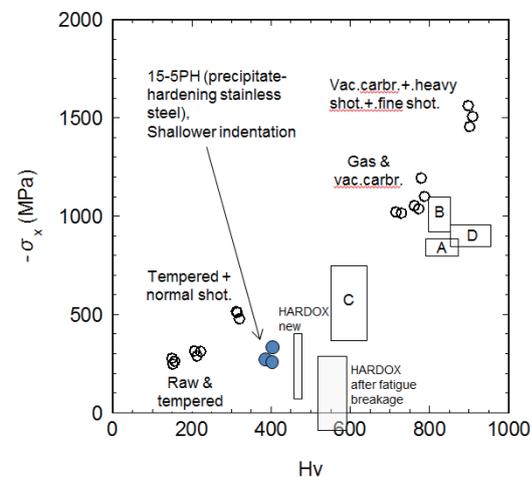


Fig.28 Residual stress as function of HV

some grinding burn on the surface. These region A, B, C and D are not included in the former group of Hv- $\sigma_x$  relation, they are a little lower than that. The measured position with stainless steel 15-5PH, cf. Fig.13, exists in the extension of A, B, C, D group. The hardness of a special steel HARDOX from SSAB exists also in this group in new material state, but after it was fatigue broken, the place of measured data in the figure shifts the position towards somewhat lower right. In the macroscopic view of tracing the relation though, there is an obscure proportional relation between hardness and residual stress value as some investigation in the past suggests<sup>[4,5]</sup>.

## 8 CONCLUSIONS

The industrial usability of our newly developed automatic, high-speed, multi-points Vickers' hardness tester was investigated and we find the examination of Hv scattering has a good prospective future as a tool for machine builders not to buy poor quality steel and to find the cause of gear trouble due to steel quality problem. Some interesting knowledge becomes clear during this work as follows:

1. The 3D form of surroundings of small Hv indentation changes due to the location of easy to slip plane [110] inside ferrite crystals. The form around larger indentation changes according to the strength of crystal grain boundary.
2. The reliability of steel material concerning its strength and durability has strong relation with the width of Hv scattering band.
3. The quality of steel material can well be estimated by the Hv scattering band width, when the size of Hv indentation is comparable to the crystal grain size and the number of points for the hardness measurement is much enough. The work concerning this report confirms the prosperity of this supposition.
4. The amount of spring-back and Hv value has strong relation with the amount of residual stress in the target material.
5. The gear steels purchased from usual steel shops have big variety in quality level, though they pass the condition of the national or ISO Standards and delivered with MILL specification certificate. Machine builders are requested not to buy poor quality steel by their own responsibility.

## ACKNOWLEDGEMENT

\* The development of the high speed full automatic Hv measuring apparatus was carried out with the financial support of the Japanese Ministry for economics, technology and industry(METI). The troubled gear and gear steel was collected by the Japan Gear Manufacturing Association (JGMA). NIKON builds the machine. The authors express their cordial thanks to the project participants above.

## REFERENCES

- (1) Kubo,A., „Change of gear steel quality as function of globalization“, *Proc.Int'l Conf.on Gears, Sept. 2017, Garching, Germany*
- (2) Taki,T., *Proc.JSME, C47-416 (1981-4) p.493*
- (3) Taki,T., *Proc.JSME, C52-474 (1986-2) p.493*
- (4) Taira,S.,Yoshioka,Y., *Journal of Materials Test , Vol.11 No.105 (1962-6), p.36*
- (5) Takakuwa,O., Kawaragi, Y., Soyama,H., "Estimation of the Yield Stress of Stainless Steel from the Vickers Hardness Taking Account of the Residual Stress", *J. Surface Engineered Materials and Advanced Technology, (2013-3), pp. 262-268*



## 特別研究員による成果



# 銀被覆ビスマス系線材の機械的特性の評価

特別研究員 長村光造

受託先名：住友電気工業株式会社

## 1. 目的

銀被覆ビスマス系線材とその応用製品の改良のため応用製品の製作および使用環境で想定される様々な条件における機械的特性を評価する。

## 2. 成果

実用 BSCCO 超電導テープに引張荷重を加えると臨界電流は徐々に減少し、あるレベルを越えると急激に減少する。この急激な減少は超電導フィラメントの破断に対応しており、今回はステンレステープ厚さおよび予荷重依存性について検討した。つまり複合材料である BSCCO 超電導テープ中の超電導フィラメントには複雑な応力・歪が印加された状態となるが、本年度は超電導フィラメント破断の限界応力( $R_{rec}$ )、限界歪( $A_{rec}$ )はテープに印加する予歪、熱歪、フィラメントの破断歪に関連するものとして計算を行った。ステンレステープ厚さが 20、50、100 $\mu\text{m}$  の場合の結果が図 1 に示されている。計算結果は実測値をよく説明できることが明らかとなった。

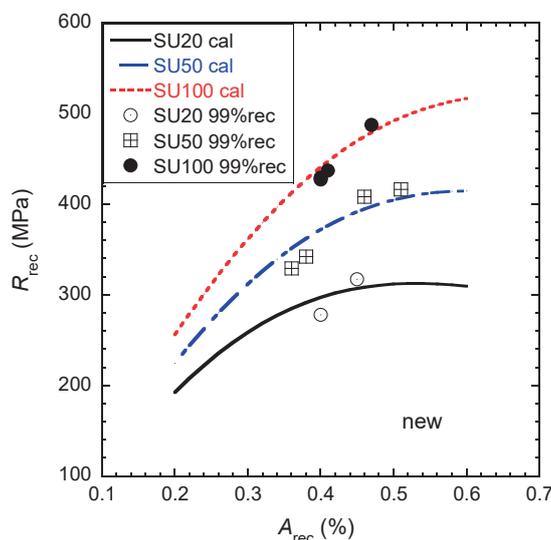


Fig. 1 A comparison of the calculated reversible stress ( $R_{rec}$ ) and strain ( $A_{rec}$ ) limits with experimental data for SUS laminated BSCCO tapes.

## 3. 成果の公表

(1) Kozo Osamura, Shutaro Machiya, Takuro Kawasaki, Stefanus Harjo, Takeshi Kato, Shinichi Kobayashi and Goro Osabe ; Mechanical—electromagnetic property of stainless

sheet laminated BSCCO-2223 wires, Materials Research Express, Volume 6, Number 2 (2019)

(2) 長村光造、町屋修太郎、加藤武志、小林真一、長部吾郎；ステンレスラミネート BSCCO-2223 テープ材の可逆限界応力・歪の定量的検討、第 96 回低温工学・超電導学会講演概要集 27 (2018)

報告書作成日 令和元年 5 月 14 日

# 超電導技術の国際標準化

特別研究員 長村光造

受託先名：IEC/TC90 国内技術委員会

## 1. 目的

実用超電導線材の超電導特性測定技術および超電導線材分類に関する国際標準の制定

## 2. 成果

超電導技術に関する IEC/TC90 専門化委員会においてワーキンググループ 2(WG2)(臨界電流測定)、WG5(引張試験)および WG13(超電導線材料)のグループリーダーとして、国際標準作成のとりまとめを行った。本年度は  $MgB_2$  線材の室温引張試験および REBCO 線材の低温引張試験の国際標準化に向けた国際共同研究に参加した。その一環として実施した実用 REBCO 超電導線における臨界電流の双晶構造依存性に関する成果を報告する。

図 1 に示すように Superpower、SuNAM 等の<100>配向の実用 REBCO 超電導線の臨界電流の一軸歪依存性に極大が出現し、一方<110>配向が著しい Fujikura の線材では極大はほとんど見られない。これらの試料の双晶構造については<100>配向したテープでは電流は A ドメイン (<100>方向)、B ドメイン (<010>方向) を交互に流れることになる。一方<110>配向したテープでは A、B ドメインが 45 度傾くため、同じ<110>方向に電流が流れることになる。このことが臨界電流の歪依存性に直接関係することを示すことができた。この成果は REBCO 線材の低温引張試験の国際標準化の作成資料の一部として用いられることになった。

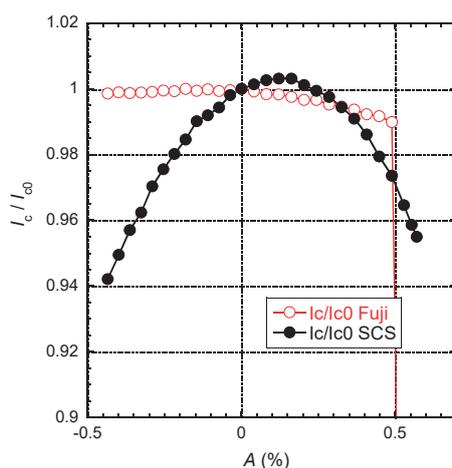


Fig. 1 Normalized critical currents,  $I_c/I_{c0}$  versus applied strain for Superpower (SCS) and Fujikura (Fuji) tapes

## 3. 成果の公表

(1) N Bagrets, V A Anvar, L Chiesa, M A Delgado, D M McRae, A Nijhuis, G Nishijima, K Osamura, H S Shin, R P Walsh, International round robin test for tensile testing HTS

wires at cryogenic temperatures, Superconductor Science and Technology, Vol 32, No 2 (2019)  
(2) 長村光造、町屋修太郎、Hampshire Damian ; 実用 REBCO 超電導線における臨界電流の双  
晶構造依存性、第 97 回低温工学・超電導学会講演概要集 187(2018)

報告書作成日 令和元年 5 月 24 日

# 保磁力の配向度依存性と角度依存性の相関による 磁化反転プロセスの解明

特別研究員 松浦 裕 長村光造

科学研究費助成事業 学術研究助成基金助成金 基盤研究 (C)

## 1. 目的

これまでの研究からフェライト磁石の保磁力は Nd-Fe-B 焼結磁石と同様に磁石の結晶配向度が向上するとともに減少することがわかっており、この磁石の磁化反転メカニズムは Nd-Fe-B 磁石と同じ磁化反転メカニズムを示すのではないかとということが定される。

フェライト磁石 ( $\text{SrO} \cdot 6\text{Fe}_2\text{O}_3$ ) では Nd-Fe-B 磁石で用いた保磁力の配向度依存性から得られた結果から保磁力の角度依存性について検討した手法と同じ方法を適用すると、保磁力角度依存性について低角度側の保磁力角度依存性を説明できることがわかった。

しかし、フェライトの角度依存性は磁界をかける角度が磁石の磁化容易方向と平行( $0^\circ$ )から大きくなるに連れて一旦減少し、その後大きくなるという一見 Stoner-Wohlfarth モデル (磁化の一斉回転) に似た挙動を示す。これまで Nd-Fe-B 磁石では室温でフェライト磁石のような保磁力角度依存性を示すものは見つかっていない。今回 Ga を添加した Nd-Fe-B 焼結磁石で保磁力の配向度依存性と角度依存性について調査を行うと同時にフェライト磁石と比較を行い、これら磁石の保磁力メカニズムについて調査を行った。

また Nd-Fe-B 焼結磁石の配向磁石と等方性磁石を使い、これら磁石の磁化反転について磁気特性調査から得られた情報を別角度から確認するため、中性子小角散乱装置 J-PARK BL15 を用いて予備的な調査を行った。

## 2. 成果

Ga 添加 Nd-Fe-B 磁石の保磁力配向度依存性は Ga 添加していない Nd-(Dy)-Fe-B 焼結磁石やフェライト磁石より変化は小さいことがわかった。このことから Ga 添加 Nd-Fe-B 焼結磁石の保磁力角度依存性はフェライト磁石と同様に磁界を磁化方向と平行方向( $0^\circ$ )から増加すると一旦減少しその後増加する、Stoner-Wohlfarth のような変化を示すことが予想される。更に配向度依存性からはフェライト磁石よりも変化が小さいことから、フェライト磁石の角度依存性より大きく低下することが予想された。実験結果は配向度依存性から予想された保磁力角度依存性を示すことが判明した。

今回の実験は、Ga 添加 Nd-Fe-B 焼結磁石はフェライト磁石に比べ保磁力が 4 倍近く異なるにも関わらず同じ配向度依存性および保磁力角度依存性を示すことを示している。これまでフェライト磁石と Nd-Fe-B 磁石の保磁力メカニズムは同じメカニズムであることを推定していたが、今回の実験は、その推定を更に裏付ける結果が得られた。

この結果については今後論文および 2019 年の国際学会(MMM Conference)において公表していく予定である。

一方、中性子小角散乱を使った磁化反転挙動調査では 8 Tesla の磁界でフル着磁したのち、ゼ

ロ磁界から-2Tesla の磁場中で、柱状試料の軸方向を磁場方向に対して傾斜させて 2 次元の中性子散乱パターンを測定した。散乱角範囲は  $0.054 \sim 0.1 \text{ \AA}^{-1}$  とした。一定の散乱角位置で磁場強度を 0、8、0、-1、-2T に変化させると散乱強度は系統的に変化し、磁化の状態が順次変動することを示唆するものであった。今後はさらに詳細に調べるためには低散乱角範囲、結晶粒が 1mm 以下（例えばフェライト磁石や超急冷磁粉を使った熱間押し出し Nd-Fe-B 磁石）が必要であることがわかった。（次頁 appendix 参照）

### 3. 成果の公表

- (1) Yutaka Matsuura ; Coercivity Mechanism of  $\text{SrO} \cdot 6\text{Fe}_2\text{O}_3$  Ferrite Magnets , IEEE Transaction on Magnetism, 54 , 11, 2101405(2018)
- (2) Yutaka Matsuura ; Coercivity Mechanism for Nd-Fe-B Sintered Magnets and Ferrite Magnets Derived from the Relation between the Alignment Dependence of Coercivity and the Angular Dependence of Coercivity ; International Symposium on Magnetism and Magnetic Materials, (2018)
- (3) Yutaka Matsuura ; Coercivity Mechanism of  $\text{SrO} \cdot 6\text{Fe}_2\text{O}_3$  Ferrite Magnets, Intermag, (2018)

報告書作成日 令和元年 5 月 27 日

## (appendix)

報告者：長村光造

研究分担課題：中性子小角散乱法による Nd-Fe-B 磁石中の磁化の配向度、角度依存性の解明

### 1. はじめに

Nd-Fe-B 焼結磁石の減磁過程を説明するため、歴史的に 2 つの説が提唱されてきた。一つは Kronmuller による核形成モデルと、第 2 には Givord 等による磁気ドメイン壁移動モデルである。配向した焼結磁石の保磁力の角度依存性を説明するためには 2 つの可能性がある。(1)磁場の  $1/\cos\theta$  依存性に関して各結晶粒が独立に磁化反転が起こる。(2)一方周りのいくつかの結晶粒が連携して磁化反転が起こる。ここでは中性子小角散乱法によりどちらのモデルが現実的であるか検証する。ここで 2 つのサイズを次のように定義する。結晶学的な結晶粒の大きさ  $D_c$  および磁氣的に単相とみなされるドメインの大きさ  $D_m$  であり、これらを中性子実験より求めることができる。 $D_c$  と  $D_m$  の大小関係からモデルの妥当性を検証する。

### 2. 実験方法

次の条件のもとに BL15:TAIKAN において中性子小角散乱実験を行った。(1)  $q$  範囲は  $0.05 \sim 17 \text{ \AA}^{-1}$ 、(2) ビームサイズは  $10\text{mm} \times 10\text{mm}$ 、(3) 試料サイズは  $15\text{mm} \times 15\text{mm} \times 1\text{mm}$ 、(4) 印加磁場は最大 10 T、(5) 試料は室温に置いた。実際の実験時間は 72 時間程度であった。

### 3. 実験結果

ゼロから 8T までの磁場中で、柱状試料の軸方向を磁場方向に対して傾斜させて 2 次元の中性子散乱パターンを測定した。散乱角範囲は  $0.054 \sim 0.1 \text{ \AA}^{-1}$  とした。一定の散乱角位置で磁場強度を 0、8、0、-1、-2T に変化させると散乱強度は系統的に変化し、磁化の状態が順次変動することを示唆するものであった。

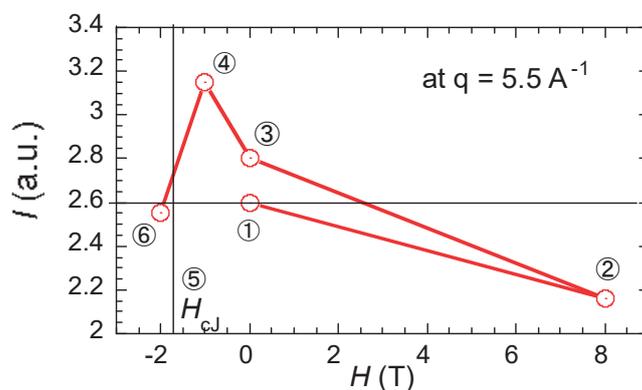


Fig. 1 The diffraction intensity at  $q=5.5 \text{ \AA}^{-1}$  as a function of applied magnetic field

### 4. 結論

中性子小角散乱装置 J-PARK BL15 により反転磁化過程における着磁状態の変化を調べた。一定の散乱角位置で磁場強度を 0、8、0、-1、-2T に変化させると散乱強度は系統的に変化し、磁化

の状態が順次変動することが明らかになった。しかしさらに定量的な知見を得るためにはより低散乱角範囲、結晶粒が 1mm 以下の試料を用いることが必要であることがわかった。

本報告は次に記載の J-PARC における実験により得られた結果である。

実験課題番号: 2018A0064 (4YGM-4U4A)

実験課題名: Investigation on the mechanism of magnetization reversal during the demagnetization process for NdFeB sintered magnets

実験者: 長村光造、松浦裕、宮田成紀、河村幸彦、鈴木淳市、廣井孝介

実験期間: 2018 年 6 月 22 日~25 日

実験目的: 中性子小角散乱法による Nd-Fe-B 磁石中の磁化の配向度、角度依存性の解明

# フェライト磁石の磁化反転メカニズムについて

特別研究員 松浦 裕

受託先名：国立研究開発法人科学技術振興機構(JST)

共同研究先：公益財団法人高輝度光科学研究センター(SPring8/JASRI)  
学校法人東京理科大学

## 1. 目的

フェライト磁石の保磁力は Nd-Fe-B 焼結磁石と同様に磁石の結晶配向度が向上するとともに減少することがわかっている。この配向度と保磁力の関係から、この磁石の磁化反転メカニズムも Nd-Fe-B 磁石と同じ磁化反転メカニズムを示すのではないかと推定される。

今回、Nd-Fe-B 磁石で用いた保磁力の配向度依存性から得られた結果から保磁力の角度依存性について検討した手法と同じ方法をフェライト磁石 ( $\text{SrO} \cdot 6\text{Fe}_2\text{O}_3$ ) に適用し、その磁化反転挙動について考察を行った。

## 2. 成果

図 1 に示す通り、フェライト磁石も Nd-Fe-B 焼結磁石と同じく、配向度が向上するとともに保磁力は減少することを確認した。フェライトの配向度依存性から配向磁石の反転領域角度を求めたところ図 2 に示すように、全ての結晶が独立に磁壁移動( $1/\cos\theta$ )で磁化反転すると仮定した場合の磁化反転領域に比べ広がっており、配向したフェライト磁石では  $40^\circ$  となることがわかった。これは全ての粒子が独立に磁化反転すると仮定して求めた保磁力点での磁化反転領域はガウス分布の標準偏差( $\sigma$ )が  $70^\circ$  の磁石と同じ配向度の磁石と一致することがわかった。この配向分布を仮定し球面三角法を用い計算した保磁力角度依存性と測定から得られたフェライト磁石の保磁力角度依存性を図 3 に示す。フェライト磁石の保磁力角度依存性は  $0^\circ$  から  $40^\circ$  まで減少し、その後増加する。この挙動は一見 Stoner-Wohlfarth 的な挙動を示すが、計算で求めた保磁力の角度依存性は  $40^\circ$  まで計算と一致することがわかった。磁気測定の結果から得られたこれらの考察から、配向した  $\text{SrO} \cdot 6\text{Fe}_2\text{O}_3$  の保磁力は Nd-Fe-B 焼結磁石と同じメカニズムで決定されることが推定された。すなわち、保磁力より低い磁界で発生した磁壁は配向方向（磁石の磁化容易方向）から倒れた結晶粒に止められて（ピンニング）おり、保磁力付近の磁界に達した時、磁壁がピンニングサイトから複数の粒子を飛び越え動くことにより保磁力が決定される。配向磁石では、複数の粒子が磁化反転することによりあたかも配向度が低い磁石のように振る舞っていることが推察される。一方、等方性磁石では、磁化反転は個々の粒子または少数の粒子が独立に磁界の  $\cos\theta$  成分が保磁力に達した時に磁化反転が起こっていると推定される。本解析結果は、IEEE Transaction on Magnetics(IF=1.467)において誌上発表を行った。

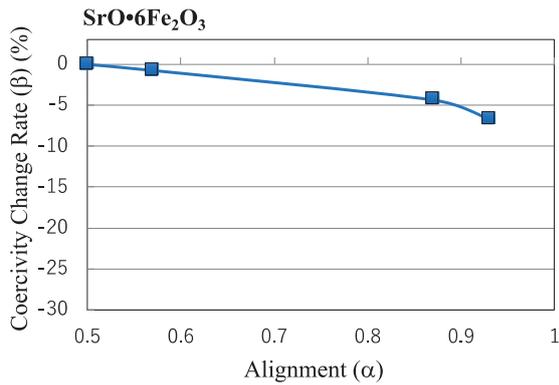


図 1. SrO·6Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> の保磁力変化率の配向度依存性

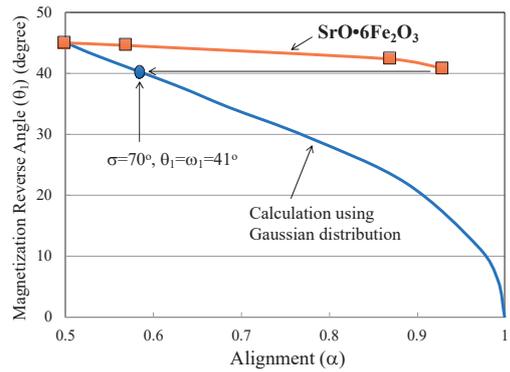


図 2. 磁化反転領域角度の配向度依存性

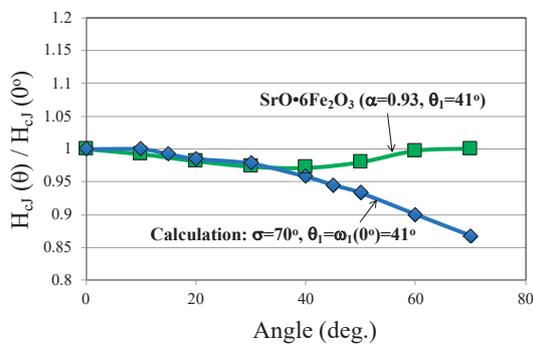


図 3. 配向した SrO·6Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> の保磁力角度依存性と計算値

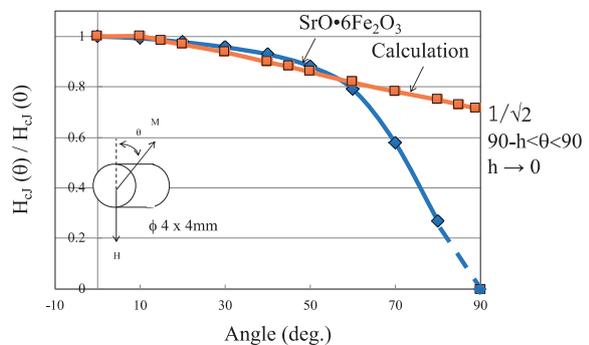


図 4. 等方性磁石の保磁力角度依存性と計算結果

### 3. 成果の公表

- (1) Yutaka Matsuura ; Coercivity Mechanism of SrO·6Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Ferrite Magnets, IEEE Transaction on Magnetics 54, 11, 2101405 (2018).
- (2) Yutaka Matsuura ; Coercivity Mechanism for Nd-Fe-B Sintered Magnets and Ferrite Magnets Derived from the Relation between the Alignment Dependence of Coercivity and the Angular Dependence of Coercivity, International Symposium on Magnetism and Magnetic Materials, (2018)
- (3) Yutaka Matsuura ; Coercivity Mechanism of SrO·6Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Ferrite Magnets, Intermag, (2018)

報告書作成日 令和元年 5 月 9 日

共同研究員による成果



# 安全情報を伝えるメディアの研究（その6）

共同研究員 尾池和夫  
京都造形芸術大学学長

受託先名：東電設計株式会社

## 1. 目的

一般に、どれだけ危険なものであるか、あるいはどれだけ危険なことであるか、という視点で認識されている概念がある場合、それらは言い換えれば、どれだけ安全なものであるか、あるいはどれだけ安全なことであるか、というように表現できる場合が多い。そのような視点で、いくつかの具体例を取り上げて分析し、その「もの」や「こと」の内容を科学的に正しく一般の市民に認識してもらえるような伝達メディアの最適化を図ることを研究の目的とする。

このような目的のために「安全学研究会」を組織して、その研究会を適宜開催しながら研究を進めることとした。

たとえば、日本列島のような変動帯の島には、基本的な自然現象は、地震、噴火、津波などの災害をともなう現象が多く、人びとは、それらを驚異としながら、一方でそのような現象がもたらす恩恵を享受して暮らして来た。災害を軽減するためには、自然現象を正しく理解して、正しく怖がり、正しく付き合うということが重要である。そのためには、何よりも基礎知識と現象の観測情報を正しく伝える手法が重要で、多くの機関がそのための工夫をしている。それらは多くの場合、行政の人びとや自然現象の研究者たちの工夫によるものであり、必ずしも市民に直接受け入れられる形になっていない場合も多く見受けられる。

このような場合に、情報伝達のプロセスに、もう一つのステップを、紙芝居や漫画、あるいは、映像などのメディアで持ち込むことによって、市民の正しい理解を促進する役割をもたせるというのが、この研究の大きな特色であり、そのような試みを実践しつつ、試行錯誤を重ね、市民の理解を確認しながら、伝達手段の開発を行ない、効果的な情報伝達手段を実際に作り出すことによって、最適な伝達メディアのモデルを、それぞれの現象の具体例に応じて完成させることとする。

## 2. 成果

上記のような視点で、2013年度から一連の研究を進めてきた。今までの研究の概要は以下の通りである。

1. 2013年度では、情報を生産する立場の研究者、情報を伝えるメディアの研究者、情報を伝えるメディアの実践者たちで研究会を組織し、さまざまな観点から議論を続けた。
2. 2014年度においては、南海トラフの巨大地震に関する予測の諸研究成果の分析を関係の研究者の議論によって行った。その成果を取り入れて、南海トラフの次の巨大地震発生までの地球史の整理を行い、将来の研究のための下地とすることとした。研究会での議論の結果、もっとも重要な結論は、1人ひとりが命を守るための行動をとることが、災害を軽減するために必要な考え

であるが、そのためには、地球の仕組み、地震や津波の仕組みを理解して、南海トラフの大地震が近い将来、かならず起こるということを認識することが大切である。

そのために、少し回りくどいと感じても、宇宙と地球の生い立ちから説明することが必要であるという認識ができた。

3. 2015年度では、以上のような議論の結果から、1つは市民向けに解説書を出版し、もう一つは、宇宙の誕生から地球の誕生までの歴史を漫画と解説で出版することとした。

4. 2016年度においては、このようなストーリーをもとにして漫画家と科学者の連携による漫画『あっ！ 地球が・・・漫画による宇宙の始まりから近未来の破局噴火まで』というタイトルで出版を実行した。

5. 2017年度においては、国立研究開発法人海洋研究開発機構（JAMSTEC）のデータの利用に関して将来の分析の方針を各分野の専門家で議論し、尾池がその座長を務めて議論の結果をJAMSTECに提言し、また岩波書店の「科学」に論説を掲載する準備を行った。

6. 2018年度では、岩波書店の「科学」2018年5月および6月号において、将来の地震予測におけるビッグデータの有用性について詳しく論じた。関西サイエンスフォーラムのシンポジウムにおいて得た結論から政府に提出した『地震火山庁の設置と地震火山予報士の制度化』の理解を深めるために漫画による解説を作成した。さらに日本の地震活動をVRによって立体的に観察できるようにするための準備を進め、気象庁の地震データから深さ5kmごとの地震分布図を作成し、アニメーション作成チームとの議論を進めた。

### 3. 成果の公表

(1)尾池和夫；地震予測と「第4の科学」データに駆動された新たなアプローチへ、科学、V88、No.5およびNo.6(2018)

(2)尾池和夫；2038年南海トラフの巨大地震ーその時地震火山予報士はー、冊子および講演用ppt

報告書作成日 平成31年3月20日

# メガソーラー用インバータにおける 制御アルゴリズム開発

共同研究員 太田快人<sup>1</sup> 平田研二<sup>2</sup>

<sup>1</sup>京都大学大学院情報学研究科教授

<sup>2</sup>富山大学大学院理工学研究部教授

受託先名：株式会社ダイヘン

## 1. 目的

太陽光発電による電力を系統連系するインバータの制御アルゴリズムを新たに開発する。特に、複数のインバータが協調して無効電力補償を行うことによって配電系統の電圧変動を抑えることを目的とする。

## 2. 成果

配電系統ならびにメガソーラーにおいて電力逆潮が発生したとしても電圧変動を許容範囲内に抑える制御方法を研究している。電圧変動の抑制、出力抑制指令への対応、蓄電装置の効果的な利用を達成するために、無効電力ならびに有効電力を分散協調制御するための価格提示分散アルゴリズムを提案し、シミュレーションならびに模擬電源装置による実験によって有効性を確認した。さらに電力需要群に対する消費電力の分散型制御方法に対しても適用できるように価格提示アルゴリズムを拡張した。

## 3. 成果の公表

(1) Hikaru AKUTSU, Kenji HIRATA, Akihiro OHORI, Nobuyuki HATTORI and Yoshito OHTA ; Decentralized Power Curtailment Control using Real-time Pricing Strategy for PV Generation Plants with Storage and its Experimental Verification, The 2nd IEEE Conference on Control Technology and Applications, 436-443 (2018)

(2) 藤澤雄大、平田研二；実時間価格提示方策を利用した離散値出力型機器を含む電力需要群の分散型運用方策、第6回 制御部門マルチシンポジウム、1F2-1(2019)

(3) 藤澤雄大、平田研二；価格提示方策を利用した電力機器群の分散型需要制御とチャタリングの発生に関する考察、第61回 自動制御連合講演会、3B1(2018)

報告書作成日 令和元年5月14日

# 大規模分散電源による電力システムの安定化

共同研究員 舟木 剛  
大阪大学大学院工学研究科教授

受託先名：株式会社ダイヘン

## 1. 目的

自励式変換器を活用した AC/MTDC システムにおいて動特性モデルを構築し、AC システム側で構成変化が生じた場合に、MTDC システムのトポロジーの違いにより、システム全体の過渡応答に現れる違いを明らかにする。

## 2. 成果

図 1(a)の AC/MTDC システムを対象として動特性モデルを用いた過渡解析シミュレーションを行った。図 1(a)の対象システムでは、2つの非同期 AC システムが図 1(b)(c)で示す 3 端子 DC システムを介して連系されている。非同期 AC システムの内、左側のシステムは動特性を有する 1 機の同期発電機と無限大母線を有し、これらは交流送電線を介して 2 つの自励式変換器に接続されている。一方、右側のシステムは無限大母線のみが送電線を介して自励式変換器に接続されている。この設定は非同期 AC システムにおいて動特性を呈する場合の最も簡単なケースを想定したものである。

図 1(b)(c)に示した 2 種類の異なるトポロジーの MTDC システムのうち、図 1(b)の MTDC1 は全ての直流母線が直流送電線を介して互いに接続されたトポロジー (all-to-allcoupling) であり、図 1(c)の MTDC2 は(b)の 1 つの直流送電線を取り除いた場合に相当する。これらのトポロジーの設定は以下の数値例において結果の差異が見やすいものを選んだ。

図 2 に MTDC1、2 のトポロジーを採用した場合の過渡解析シミュレーション結果を示す。左側 AC システムから右側 AC システムに有効電力を授受するような制御指令値を自励式変換器に与えた。このとき MTDC1 では主に直流母線 1 から 2 と 2 から 3 に電流が流れる。一方 MTDC2 では直流送電線 2-3 が存在せず、自励式変換器の制御系によりトポロジー1 の場合に直流母線 2 から 3 に流れていた電流が直流母線 2 から 1 に流れるように MTDC システムが制御されることで、直流送電線 1-2 の電流の向きが逆となる。AC システムの交流母線ノード 1-3 間の送電線に何らかの故障が発生し、2 回線送電から 1 回線送電に切り替わった場合の過渡応答について数値シミュレーションを実行した。両結果共に AC/MTDC システムは過渡的応答を呈した後定常状態に収束している。MTDC システムの過渡応答は発電機の動揺と比べ早く収束している。直流送電線の時定数を単位長さあたりの線路抵抗と線路リアクタンスを用いて求めると 0.032 秒であることから、直流送電線の時定数のほうが同期発電機の時定数と比較して小さく、現象と一致した。

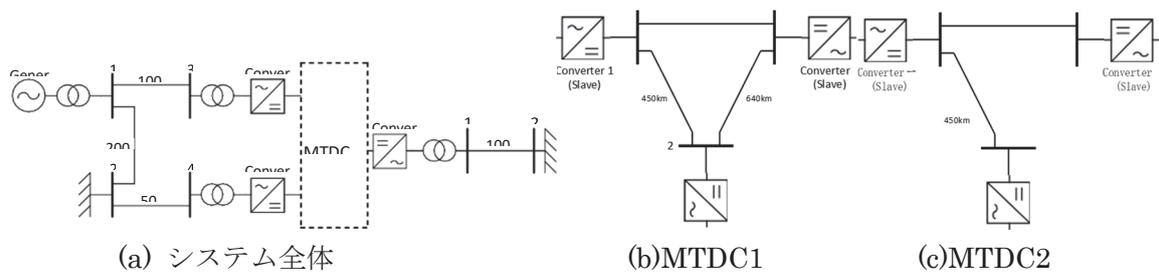


図1 検討対象のAC/MTDC システム

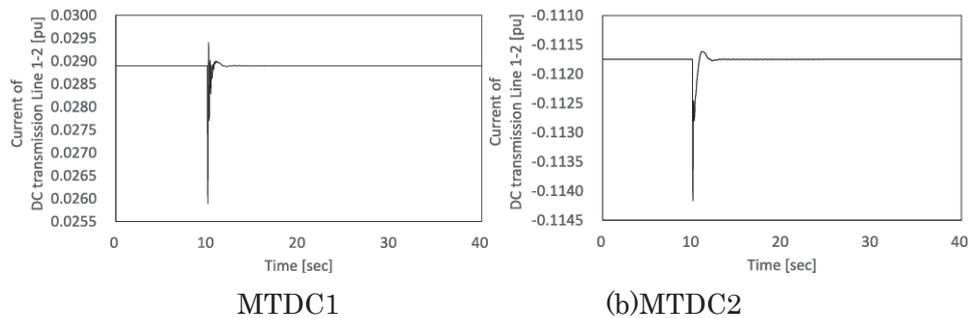


図2 AC/MTDC システムの過渡解析シミュレーション

### 3. 成果の公表

大橋悠介、薄良彦、石亀篤司、舟木剛；交流・多端子直流送電システムに対する動特性モデルの構築と過渡解析、電気学会電力系統技術研究会、PSE-19-002（2019）

報告書作成日 令和元年5月1日

# 風力発電による系統のフレキシビリティ提供能力 に関する調査研究

共同研究員 安田 陽  
京都大学大学院経済学研究科特任教授

受託先名：関西電力株式会社

## 1. 目的

2015年に締結されたパリ協定で謳われた地球温暖化（気候変動）緩和策として、二酸化炭素排出量削減の有効な方法として、太陽光や風力といった変動性再生可能エネルギー（VRE: Variable Renewable Energy）の大量導入が世界中で加速している。このような変動性電源の導入率が増加すると電力系統のフレキシビリティ（柔軟性）の確保ならびに向上が必要になる。この柔軟性については、これまで従来型水力・火力発電機等が調整を行ってきたが、今後はVRE自体が柔軟性を提供することが期待されている。

そこで本委託研究では、国内における電力系統の柔軟性向上施策および風力発電による系統の柔軟性提供能力に関する可能性を探ることを目的として、風力発電の系統フレキシビリティ（柔軟性）の提供能力に関する調査研究を行った。主に、風力発電の大量導入が先行する欧州諸国を中心に、海外において検討されている電力系統の柔軟性の向上施策について調査を行った。

本委託研究で実施した調査は以下の通りである。

### (1)国内外での動向調査

国内外における風力発電(主に洋上風力発電)に係る技術・開発の最新動向調査を行った。また、海外において検討されている柔軟性に関する調査を行い、海外での電力系統の柔軟性向上施策について整理した。

### (2)国内での電力系統の柔軟性向上施策の検討

上記の調査結果から、国内の比較・分析を行い、国内における電力系統の柔軟性向上のための諸施策(技術的施策および制度的施策)について検討した。

## 2. 成果

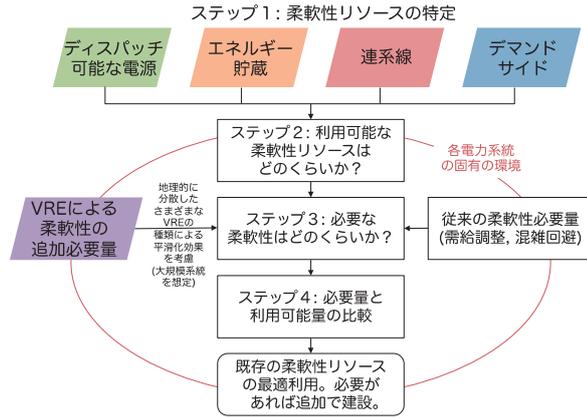
### <目的・背景>

「系統柔軟性 flexibility」は、今やVREの系統連系に関する国際的な議論において、今やなくてはならない最重要の用語および概念である。日本ではVREの導入には「バックアップ電源」や蓄電池が必要であるとの認識が多いが、海外での論調は、蓄電池は最初に考えるべき選択肢とはならず、火力によるバックアップ電源もさまざまな柔軟性供給源の一つでしかないとする見解の方が多い。

柔軟性は、わかりやすくいうと「予備力」や「調整力」の上位概念であり、電力系統全体がもつ調整能力のことを意味する。国際エネルギー機関(IEA)の柔軟性に関する報告書によると、

- (1) ディスパッチ可能（調整可能）な電源
- (2) エネルギー貯蔵
- (3) 連系線
- (4) デマンドサイド

の4つに分類できる。図に、IEAで示された合理的な柔軟性の選択の考え方を示す。



<調査結果および考察>

図 2.2 IEA による合理的な柔軟性の選択方法

柔軟性を供給できるものは火力発電だけでなく、連系線活用や揚水発電などさまざまな系統構成要素が挙げられ、風力発電所(WPP)自身も無効・有効電力制御、慣性応答などのアンシラリーサービスを系統に提供することができる。日本風力発電協会 (JWPA) は、IEC/TC88/WG21（国際電気標準会議 第88 技術委員会（風力発電システム）第21 作業部会（風力発電の電力品質））において現在進行中の議論を踏まえ表 3.1 のように WPP に求める制御性能をまとめている。

表 3.1 WPP に求められる制御性能

	機能	機能概要	効果
1	最大出力抑制制御 Active power control	風車の有効電力出力の上限を定格出力より低減して運転する機能	調整力不足、送電線過負荷の解消
2	出力変化率制限制御 Active power ramp rate limitation	出力を、出力可能値以下の領域で、増加率および低減率を制限して運転する機能	短周期周波数変動抑制に寄与
3	周波数調定率制御 Frequency control	周波数上昇時に、周波数調停率に従い風力発電機の出力を減少して運転する機能	短周期、長周期周波数変動抑制に寄与
4	イナーシャ制御 Synthetic inertia	系統事故などに伴う、周波数の大幅低下時に、一定時間において風力発電機の出力を増加して運転する機能	電力系統事故時の過渡安定度維持に寄与

<結論>

本報告書では、風力発電が電力系統に提供できるフレキシビリティ（柔軟性）について調査を行い、内外の事例を紹介した。

最新の風車および WPP には出力抑制（出力制御）や上方予備力供給も含めた有効電力制御、周波数制御、慣性応答、無効電力制御などさまざまな柔軟性やアンシラリーサービスを提供する能力が備わっていることが明らかになった。従来、「系統に迷惑をかける」と見なされがちであった風力発電（さらには太陽光発電も含む分散型電源）も、適切な技術と制度（グリッドコード整備や市場設計）により電力系統に貢献できる能力を有することが明らかとなった。

報告書作成日 令和元年 5 月 8 日

# PV の仮想同期発電機モデル制御による 系統周波数安定化への影響評価

共同研究員 横山明彦  
東京大学大学院工学系研究科教授

受託先名：関西電力株式会社

## 1. 目的

本研究では、太陽光発電（Photovoltaic Generation：PV）が大量導入された電力系統において系統全体が保有する慣性力が低下されることの対策として、PV に同期発電機の動特性を持たせた仮想同期発電機（Virtual Synchronous Generator：VSG）モデル制御を用い、系統安定化を図る。主に大規模系統における VSG モデル制御を対象とし、20 分程度の需要変動に対して、その制御手法による系統周波数安定化への影響評価、および制御実現の際必要となる電力貯蔵装置の性能（定格容量、定格出力）の評価を行う。

## 2. 成果

本研究では、大規模系統である電気学会西 10 機系統モデルに大量に系統に連系されつつある太陽光発電のインバータに対して VSG モデル制御を適応した場合の 20 分の時間幅における系統周波数安定性の向上効果について検証した。PV を従来制御する場合（Case1）、PV を VSG モデル制御する場合（Case2）の 2 つのケースを検討した。シミュレーションの結果から、負荷変動に対して、VSG モデル制御を適用した場合のほうが同期発電機の電氣的出力を抑えられ、結果的に系統周波数の変動を抑制できていることが確認できた。

また、電力貯蔵装置を用いる場合の、必要となる電力貯蔵装置の容量についても検討し、本シミュレーションの負荷変動に対しては PV の定格出力 1 秒分程度の電力貯蔵装置容量であることが確認できた。

さらに、VSG モデル制御で同期発電機のガバナ制御と AVR 制御の模擬の必要性に関して検討し、AVR 制御の模擬によって十分な系統周波数安定化効果があることを確認した。

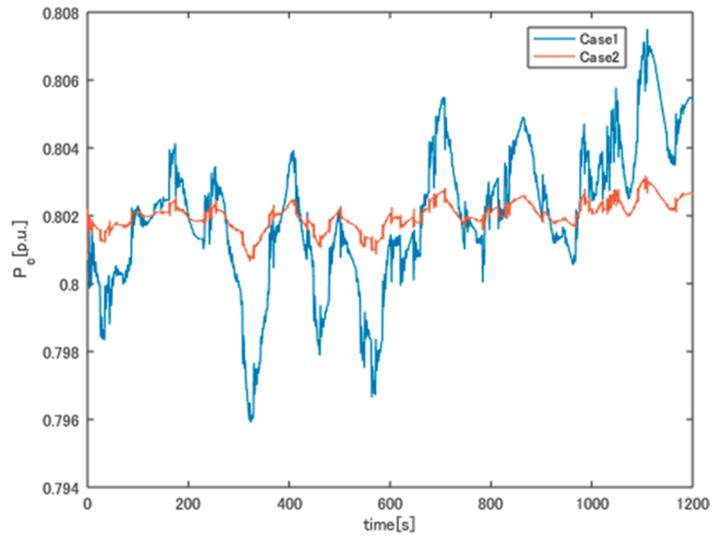


図1 同期発電機電氣的出力(G1)

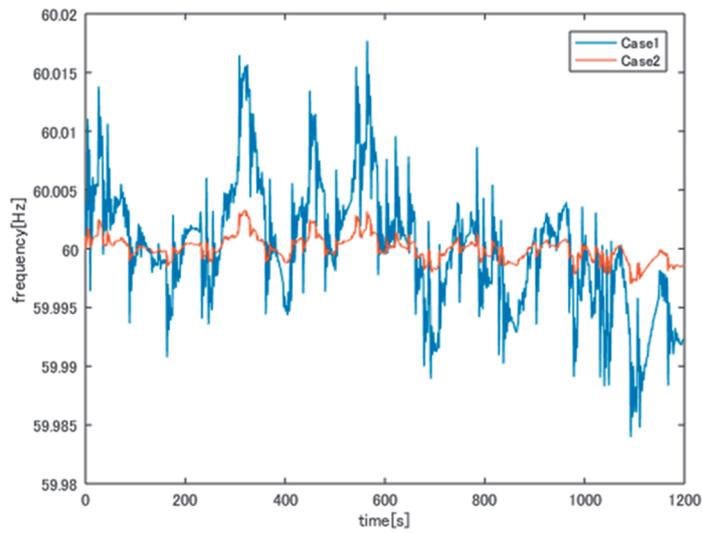


図2 系統周波数

### 3. 成果の公表

(1) 野上駿、横山明彦、楠本晃大、河口健、川上智徳；太陽光発電の仮想同期発電機モデル制御時の詳細モデルにおける周波数安定化効果の検討、平成 31 年電気学会全国大会 (2019)

報告書作成日 令和元年 5 月 8 日

---

令和元年7月印刷・発行

発行：公益財団法人応用科学研究所

〒606-8202 京都市左京区田中大堰町49

TEL 075-701-3164 FAX 075-701-1217

印刷・製本：株式会社北斗プリント社

---

(無断複写複製厳禁)



**Research Institute for Applied Sciences**