

工業プロセスで生じる硫酸及び  
HI流体環境下における耐食性向上を目指した  
オーステナイト系Fe基合金及びNi基合金の開発方針

Development Plan of Austenitic Fe and Ni Based Alloys with Improved Corrosion  
Resistance to Sulfuric Acid and HI Fluids of Industrial Processes

広田 憲亮 岩月 仁 今井 良行 Xing L. Yan

Noriaki HIROTA, Jin IWATSUKI, Yoshiyuki IMAI and Xing L. YAN

原子力科学研究部門

高温ガス炉水素・熱利用研究センター

HTGR Hydrogen and Heat Application Research Center

Sector of Nuclear Science Research

December 2017

Japan Atomic Energy Agency

日本原子力研究開発機構

本レポートは国立研究開発法人日本原子力研究開発機構が不定期に発行する成果報告書です。  
本レポートの入手並びに著作権利用に関するお問い合わせは、下記あてにお問い合わせ下さい。  
なお、本レポートの全文は日本原子力研究開発機構ホームページ (<http://www.jaea.go.jp>)  
より発信されています。

国立研究開発法人日本原子力研究開発機構 研究連携成果展開部 研究成果管理課  
〒319-1195 茨城県那珂郡東海村大字白方2番地4  
電話 029-282-6387, Fax 029-282-5920, E-mail:ird-support@jaea.go.jp

This report is issued irregularly by Japan Atomic Energy Agency.  
Inquiries about availability and/or copyright of this report should be addressed to  
Institutional Repository Section,  
Intellectual Resources Management and R&D Collaboration Department,  
Japan Atomic Energy Agency.  
2-4 Shirakata, Tokai-mura, Naka-gun, Ibaraki-ken 319-1195 Japan  
Tel +81-29-282-6387, Fax +81-29-282-5920, E-mail:ird-support@jaea.go.jp

© Japan Atomic Energy Agency, 2018

## 工業プロセスで生じる硫酸及びHI 流体環境下における耐食性向上を目指した オーステナイト系 Fe 基合金及び Ni 基合金の開発方針

日本原子力研究開発機構 原子力科学研究部門  
高温ガス炉水素・熱利用研究センター

広田 憲亮、岩月 仁、今井 良行、Xing L. Yan

(2017年10月25日 受理)

本研究では、オーステナイト系 Fe 基合金及び Ni 基合金を、熱化学水素製造プロセス及び地熱発電プロセス等を含む様々な工業プロセスで存在する硫酸及びヨウ化水素を扱う環境での実用構造材料の候補材を開発する。本研究の目的は、これらのプロセス環境下で十分な耐食性能を達成するとともに、セラミックスの製造上のサイズ制限により、現在検討されている材料 (SiC) のスケールアップが困難となっていることに対する克服である。オーステナイト系 Fe 基合金の化学成分開発方針は、Cu、Ta 添加によるマトリックス強化、Si、Ti 添加による表面被覆強化、希土類元素添加による表面酸化物の剥離の防止である。特に Cu、Si の添加は、材料の靱性を低下させ、構造物の加工性を低下させることがわかっているため、各添加元素の許容量を見極めることが重要である。一方、Ni 基合金の化学成分開発方針は、Mo、W、Ta 添加によるマトリックス強化、Ti 添加による表面被覆強化、希土類添加による表面酸化物の剥離の防止である。特に Ni 基合金への Mo、W 添加は、各種プロセス機器の加熱冷却時に生じる構造物の寸法逸脱防止に効果がある。今後は、上記の化学成分開発方針に基づいて様々な材料試験片を作製し、これら試験片を用いた試験として、各工業プロセスを模擬した流体環境下での耐食性能評価を行う予定である。

**Development Plan of Austenitic Fe and Ni Based Alloys with Improved Corrosion  
Resistance to Sulfuric Acid and HI Fluids of Industrial Processes**

Noriaki HIROTA, Jin IWATSUKI, Yoshiyuki IMAI and Xing L. YAN

HTGR Hydrogen and Heat Application Research Center

Sector of Nuclear Science Research

Japan Atomic Energy Agency

Oarai-machi, Higashiibaraki-gun, Ibaraki-ken

(Received October 25, 2017)

In this study, austenitic Fe based alloys and Ni based alloys was developed as candidate structural materials for equipment operated in sulfuric acid and hydrogen iodide (HI) environment, which exists in various industrial processes including iodine-sulfur (IS) hydrogen production process and geothermal power generation process. The objectives of the study are to achieve the corrosion resistance performance sufficient under the working condition of these processes and to overcome the practical scale-up difficulty of the ceramic (SiC) material that is presently used in the processes due to the manufacturing size limitation of the ceramic. The chemical composition development plan for the austenitic Fe based alloys is threefold: reinforcement of matrix by addition of Cu and Ta, strength compensation of the surface film by addition of Si and Ti, and prevention of peeling of surface oxide by addition of rare earth elements. Because addition of Cu and Si is known to reduce the ductility of the material and thus manufacturability of the component, it is important to determine the allowable amount of each element to be added. On the other hand, the chemical composition development plan for the Ni based alloys is reinforcement of matrix by addition of Mo, W and Ta, strength compensation of the surface film by addition of Ti, and prevention of peeling of surface oxide by addition of rare earth elements. In particular, the addition of Mo and W to the Ni based alloy is expected to be effective in preventing dimensional deviation of structures from increasing during heating and cooling of process equipment. Various material specimens will be fabricated based on the above chemical composition development plans and tests on these specimens will then be carried out to confirm the corrosion resistance performance under the fluid conditions simulating each industrial process.

**Keywords:** Corrosion-Resistant Material, High Temperature, Sulfuric Acid, Hydrogen Iodide, Rare Earth, Ellingham Diagram

目 次

1. 序論	1
2. 合金のマトリックス強化、表面化合物相利用及びその化合物の剥離防止の重要性	2
3. 成分開発方針	2
3.1 マトリックス強化元素	2
3.1.1 $\gamma$ 系 Fe 基合金への Cu 硫化物生成による不動態化促進	2
3.1.2 Ni 基合金への Mo、W 添加による固溶強化、低熱膨張化	3
3.1.3 $\gamma$ 系 Fe 基合金、Ni 基合金への Ta 添加による不動態化促進	4
3.2 表面化合物生成元素	4
3.2.1 $\gamma$ 系 Fe 基合金への Si 酸化物生成による耐食性向上	4
3.2.2 $\gamma$ 系 Fe 基合金、Ni 基合金への TiC 生成による粒界強化	4
3.3 剥離防止元素	5
3.3.1 $\gamma$ 系 Fe 基合金、Ni 基合金への希土類添加による表面化合物の剥離抑制	5
3.4 $\gamma$ 系 Fe 基合金、Ni 基合金への成分開発方針	5
4. 結論	6
謝辞	6
参考文献	7

Contents

1. Introduction .....1

2. Importance of matrix strengthening of alloy, use of surface compound phase and prevention of peeling off of compound .....2

3. Development plan for chemical composition .....2

    3.1 Matrix strengthening element .....2

        3.1.1 Promotion of Passivation by Formation of Cu Sulfide to  $\gamma$ -Fe based Alloy .....2

        3.1.2 Solid solution strengthening by adding Mo and W to Ni based alloy, and low thermal expansion .....3

        3.1.3 Promotion of passivation by adding Ta to  $\gamma$ -Fe based alloy and Ni based alloy --4

    3.2 Elements that produce surface compounds .....4

        3.2.1 Improvement of corrosion resistance by formation of Si oxides to the  $\gamma$ -Fe based alloy .....4

        3.2.2 Grain boundary reinforcement by TiC formation to  $\gamma$ -Fe based alloy and Ni based alloy .....4

    3.3 Peeling prevention element .....5

        3.3.1 Prevention of peeling of surface compounds by addition of rare earth to  $\gamma$ -Fe based alloy and Ni based alloy .....5

        3.4 Development plan for chemical composition of  $\gamma$ -Fe based alloy and Ni based alloy 5

4. Conclusion .....6

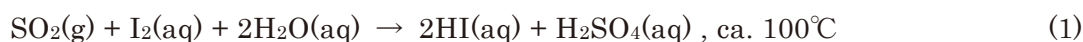
Acknowledgment .....6

References .....7

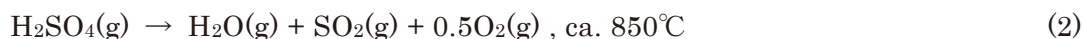
## 1. 序論

日本原子力研究開発機構（以後、「原子力機構」と称する）では、原子炉冷却材出口温度 950°C の高温ガス炉に水素製造施設及びガスタービン発電システムを組み合わせた高温ガス炉水素電力コージェネレーションシステム（GTHTR300C）<sup>1)</sup> のプラント概念検討を進めている。それを実証すべく、現在、原子炉出口冷却材温度 950°C のヘリウムガスが得られる高温工学試験研究炉（HTTR）<sup>2)</sup> の核熱を用いた HTTR-熱利用試験施設（HTTR-GT/H<sub>2</sub>）による実証試験を計画している<sup>3)</sup>。特に、水素製造では、現在、大量の水素を製造可能な熱化学水素製造法（以後「IS プロセス」と称する）を用いた健全性確認・工業材料機器試験が行われている。この IS プロセスは、ヨウ素と硫黄の化合物を循環物質として、次の 3 つの化学反応から構成されている<sup>4)</sup>。

ブンゼン反応



硫酸分解反応



ヨウ化水素分解反応



このように、これらプロセスのいずれも極めて腐食性の高いプロセス流体（気相、液相の硫酸及びヨウ化水素（以後「HI」と称する））を扱うため、各種反応容器、配管材料には、高温耐食材料の適用が検討されている。特に機器材料は、ブンゼン反応工程において、硫酸と HI を含んだ 2 液相環境に晒される。このため、IS プロセス環境は総じて強酸といえる。また原子力機構では、硫酸分解反応工程において、二重円筒管からなるバイオネット構造を採用していることから、硫酸は、加熱による蒸発で円筒内を上下流動する気液混合硫酸環境となる。そこで、これまで我々は、種々の市販材料を用いて、硫酸環境や HI 環境を模擬した気相液相混合の強酸腐食環境下でのスクリーニング試験を実施してきた。その結果、硫酸分解反応器にはセラミックスである SiC、HI 分解反応器には Ni 基合金 HasteloyC276 が構造材料として有望であることがわかっている<sup>5)6)</sup>。しかしながら、上記 IS プロセスを実用化する上で、硫酸分解反応器に SiC を用いる場合、焼結炉寸法上の制約により、さらなるスケールアップは困難であり、また脆性材料であるため、加工性も悪い。一方で Ni 基合金は金属材料であるため、スケールアップ、加工性は良好であるが、HI 環境下で SiC よりも耐食性が劣る部分があり、さらなる耐食性向上が求められている。

ところで、これら SiC や Ni 基合金は、IS プロセスのみならず、地熱発電用配管部材への適用も検討されている。実際に地熱発電開発では、さらなる高温熱源を確保すべく、今後さらなる井戸の大深度化が計画されており、配管にはこれまで以上に耐熱性に優れ、かつ硫酸環境に

耐える材料が望まれている<sup>7)</sup>。その使用温度域は、マグマ近傍の深部熱源を利用した超臨界地熱発電で 600°C 程度に達するとされている。そこで早坂らは繊維化した SiC に SiC 粉末を含浸させ、プリプレグシートとしたものを、鋼管に巻き付け、温間等方加圧にて焼結し、複合材料とした。これを用いて、硫酸環境での腐食試験を実施した結果、硫黄泉を用いた浸漬試験では、SiC 部位に腐食はほとんど認められなかったが<sup>8)</sup>、実際に超臨界地熱発電用配管として使用する場合には、鋼と SiC 界面との熱膨張差により、SiC が鋼から剥離する可能性がある。

そこで本論文では、複合材料ではなく、脆性破壊しづらい金属材料単体で、現在検討されている SiC と同等の耐食性を有し、かつスケールアップ、加工性が良好なオーステナイト（以後「 $\gamma$ 」と称する）系 Fe 基合金、Ni 基合金にターゲットを絞り、硫酸及び HI 環境下での高温耐食性向上に向けた成分開発方針について述べる。

## 2. 合金のマトリックス強化、表面化合物相利用及びその化合物の剥離防止の重要性

$\gamma$  系 Fe 基合金、Ni 基合金の平衡状態における耐食性評価指標には、電位-pH 図がよく用いられる<sup>9)</sup>。この図は溶液環境下における均一な全面腐食挙動を評価するためのものである。したがって、構造部材において、本来多く生じる孔食等の局部腐食環境下での耐食性評価には対応していない。そこで、局部腐食速度評価手法として、電極電位、反応電流からなるアノード、カソード分極曲線がある。Fig. 1 に一例として、各種金属材料の 25°C の 1N 硫酸環境下でのアノード分極曲線を示す。Fe、Ni、Cr に比べ、18Cr-8Ni ステンレス鋼（以後、「SS」と称する）は最も低い反応電流を示していることがわかる<sup>10)</sup>。これは、SS が硫酸中で不動態被膜を形成したためである。この被膜形成は、マトリックスが  $\gamma$  単相であることに加えて、不動態被膜を形成しやすい成分系であることに起因している。また高温環境下では、どの材料も表面化合物を形成する。例えば SS では、Cr 酸化物や Ni 酸化物を形成することで、マトリックスの耐酸化性向上に寄与する。一方で、IS プロセス、地熱発電プロセスといった高温ガスを含む気液混合腐食環境下では、酸化被膜の成長だけでなく、その被膜の剥離と再生が繰り返される。したがって、 $\gamma$  系 Fe 基合金、Ni 基合金の耐食性向上に求められるのは、マトリックス強化のための成分コントロール、表面化合物の利用、その化合物の剥離防止である。

## 3. 成分開発方針

以下の成分開発方針では、過去の各種酸性腐食環境下での耐食性評価結果及び高温環境下での表面化合物形成能を基に、 $\gamma$  系 Fe 基合金、Ni 基合金に対して、どのような元素を添加すれば、どのような効果が得られ、硫酸環境下及び HI 環境下にて優れた耐食金属材料となり得るかについて述べる。

### 3.1 マトリックス強化元素

#### 3.1.1 $\gamma$ 系 Fe 基合金への Cu 硫化物生成による不動態化促進

Cu は、以前より大気腐食には有効であることが知られている。特に、液体と気体が混合す

る沸騰水環境下でのキャビテーション腐食には有効である。Fig. 2に鋼、4-6黄銅、純Cuの温度上昇に伴うキャビテーション腐食量変化について示す。鋼に比べて、沸騰水環境下では、4-6黄銅、純Cuともに腐食減がほとんどなく、優れた耐食性を示す<sup>11)</sup>。またCuは、硫酸環境中でのステンレス鋼の不動態化促進を促す。Fig. 3に20°Cでの硫酸濃度増大に伴う $\gamma$ 系Fe基合金である18Cr-8Niステンレス鋼の腐食速度に及ぼすCu、Pt、Pd添加の影響を示す。Cuは、他の貴金属と同様に、腐食速度を著しく低減させることができる<sup>12)</sup>。またFig. 4に66°C、93°C硫酸環境下でのステンレス鋼に対するCu量増大に伴う浸食度の変化を示す。明らかにCu量増大に伴い、高濃度の硫酸に対する耐食性が向上していることがわかる<sup>13)</sup>。これらの傾向は、主に濃硫酸中に含まれるSがCuと硫化物を形成することにより、成し遂げられる。一方で、Cuの多量添加は、加工性を著しく低下させるため、その含有量には注意が必要である<sup>14)</sup>。

一方でNiに対して、Cuを添加した合金の高温加熱時における酸化被膜構造は、NiO酸化物とCu<sub>2</sub>O酸化物となっている。特にCu<sub>2</sub>Oは表面を覆っていたNiOにクラックを生じさせ、外気とマトリックスとの直接接触を促すことで、酸化速度を著しく増大させることがわかっている<sup>15)16)</sup>。したがって、Ni基合金に対してのCu添加は、NiO酸化被膜の破壊を促し、耐食性の低下を促進するものと推察される。

### 3.1.2 Ni基合金へのMo、W添加による固溶強化、低熱膨張化

これまでHI/I<sub>2</sub>/H<sub>2</sub>O混合気体中の200°C~400°C腐食試験結果において、Hastelloy系Ni基合金が優れた耐食性を示すことがわかっている<sup>17)</sup>。ここで、Fe系合金も含めて、Mo量変化に伴う腐食速度で整理を行った。ちなみにMoを含有した対象材には、 $\gamma$ 系及びフェライト（以後「 $\alpha$ 」と称する）系鋼として、SUS405、SUS444、SUS316L、 $\gamma + \alpha$  2相鋼としてSUS329J1、Ni基合金としてIncoloy825、HastelloyC276、Carpenter20Cb、Inconel625が存在する。Fig. 5に示すように、腐食温度が高いほど、腐食速度が大きくなるとともに、Mo量の増大に伴い、腐食速度が速い側に $\alpha$ 系鋼、中間に $\gamma$ 系Fe基合金、最も遅い側にNi基合金が存在していることがわかった。この図から、単純にMo含有量が多い材料ほど、耐食性が向上する傾向が認められる。一方で、 $\gamma$ 系Fe基合金に対して、Mo量をさらに増加させた場合の耐食性評価について、乙黒らが5%沸騰硫酸環境下での評価試験を行っている<sup>18)</sup>。その結果、Mo量を3~7mass%に増加させると、腐食量は徐々に増大する。この原因は、Fig. 6のThermo-CalcによるFe-Mo<sub>2</sub>元系状態図に示すように、Moを多量添加すると、 $\gamma$ 相中にMoが固溶できなくなってしまい、MoからなるFe<sub>2</sub>Mo等の析出物を早期に生成してしまうことによる。実際に原子炉出口冷却材温度950°Cでの $\gamma$ 相中のMo固溶量は2mass%近くしかMoは固溶できない。またこれら析出物生成による影響により、Mo量増加に伴い、 $\gamma$ 系Fe基合金が脆性材料となることもわかっている<sup>19)</sup>。ちなみに同温度での $\alpha$ 相中のMo固溶量は、数10mass%と高い値を示す。しかし、 $\alpha$ 系Fe基合金自体クリープ強度は、 $\gamma$ 系Fe基合金に比べ、低い値を示すことから、HI環境下での構造部材としての適用は困難と考える。

一方で、Ni基合金に対してMoを増加させた場合、Fig. 7のThermo-CalcによるNi-Mo<sub>2</sub>元系状態図に示すように、広範囲に渡って、25mass%以上のMo固溶が可能である。Ni基合金では、材料中に析出物を生成させることなく、Moを多く固溶させることが可能であり、Mo

添加によるマトリックス強化による耐食性向上には、最適の材料であると考えられる。

その他、Ni 基合金に固溶しやすい元素として、同族元素である W が存在する。Fig. 8 に示すように、Ni-W 状態図からも Ni に対して、W は 30 mass% 近く固溶できることがわかる<sup>20)</sup>。これら Mo、W を添加した Ni 基合金は、高温環境下で保持される場合、これまで課題であった熱膨張率の増大を抑制することに寄与する<sup>21)</sup>。このため、この成分改良は、各種大型反応器等の加熱、冷却時に生じる構造物の膨張、収縮に伴う形状寸法逸脱防止に、大いに効果がある。

### 3.1.3 $\gamma$ 系 Fe 基合金、Ni 基合金への Ta 添加による不動態化促進

低 pH 環境下で耐均一腐食特性に優れた金属は、電位-pH 図から貴金属の Au、Ag、Pt を除くと、W、Ta、Nb であるといえる<sup>9)</sup>。このことから、小貫らは、これら金属の液相硫酸環境下での耐食性評価試験を実施しており、特に広い範囲で酸化物の不動態を形成する Ta が優れた耐食性を示すことを確認している<sup>22)</sup>。実際に、 $\gamma + \alpha 2$  相鋼においても、耐食性向上のため、Ta 添加が試みられており、0.06mass% 以上の添加で、耐孔食性向上が確認されている<sup>23)</sup>。また Ni 基合金においても、やはり微量添加で、同様の効果が認められている<sup>24)</sup>。一方で、W も低 pH 環境下で優れた耐均一腐食特性を示すが、Fe 基合金中では Fe<sub>2</sub>Mo 相と同様、Fe<sub>2</sub>W 相として早期に析出するため、クリープ強化に寄与するのみである<sup>25)</sup>。このため、Fe 基合金への W 添加が、耐食性に寄与するといった報告例は少ない。

## 3.2 表面化合物生成元素

### 3.2.1 $\gamma$ 系 Fe 基合金への Si 酸化物生成による耐食性向上

これまで井岡らは SiC の代替材として、Fe を母材とした電磁鋼板部材 Fe-Si 合金における Si 量をさらに増加させた合金系の検討を行ってきた<sup>26)</sup>。これらにおけるその酸化被膜の分析、硫酸環境下での耐腐食性評価を実施した結果、Si を 12.2% 程度まで添加することで、耐食性に優れかつ安定した SiO<sub>4</sub> 酸化物を材料表層に形成できることがわかっている。またその際の腐食速度はこれまでの SiC の 0.07mm/y とほぼ同等の耐食性であることを明らかにした。しかしながら、Si 量増加に伴い、Fe-Si 合金系の加工性は著しく低下し、セラミックスと同等の脆性材料となってしまうこともわかってきている。そこで今後は、SiO<sub>4</sub> 酸化物を活用する上で、その適正量を見極めた成分開発が求められる。

一方で Ni-Fe 基合金に対して、Si を添加した場合の硫酸環境下での耐食性評価結果については、宇部らにより、Fe<sub>11</sub>Ni<sub>15</sub>Si<sub>4</sub> 相の生成による耐食性悪化が報告されている<sup>27)</sup>。またこの合金系は、Si を 11mass% まで添加すると、Ni<sub>3</sub>Si の金属間化合物が生成することもわかっており、この化合物は、硬質で脆いため、脆性破壊を助長する<sup>28)</sup>。したがって、Ni 基合金に対しての Si 添加は、Fe<sub>11</sub>Ni<sub>15</sub>Si<sub>4</sub> 相の生成による耐食性悪化とともに、Ni<sub>3</sub>Si 金属間化合物の生成を促し、材料の靱性を著しく低下させるものと推察される。

### 3.2.2 $\gamma$ 系 Fe 基合金、Ni 基合金への TiC 生成による粒界強化

$\gamma$  系 Fe 基合金である Alloy800、Ni 基合金である Alloy600 は、これまで発電用蒸気配管部材として、多くの使用実績がある。特に、これら合金系の高温耐食性向上は、マトリックス中

で容易に形成されやすいTiCが粒界に析出することによるものとされている<sup>29)</sup>。またこのTiCは、粒界を強固にするため、高温のクリープ強度向上にも寄与する。Fig. 9に、炭化物形成能を評価したエリンガム図を示す。Tiは他の元素と比較して、幅広い温度域で炭化物を形成しやすい元素であることがわかる<sup>30)</sup>。一方で、これらいずれの材料に対しても、N含有量が高い場合、TiNが粒界に生成し、その部位は孔食を発生させる。これにより、著しく耐食性が低下することも分かっている<sup>31)32)33)</sup>。このことから、C及びNバランスを適正に制御することが、高温環境下での耐食性向上に大きな効果を及ぼす可能性がある。

### 3.3 剥離防止元素

#### 3.3.1 $\gamma$ 系Fe基合金、Ni基合金への希土類添加による表面化合物の剥離抑制

$\gamma$ 系Fe基合金であるFe-20Cr合金に対して、希土類元素添加は、耐酸化特性向上に寄与することが知られている。Fig. 10に1000°Cで95h保持した際のFe-20Cr合金に対する各添加元素での重量変化の影響を示す。La、Ti、Zr、Al、Si、Gd、Yの順に腐食増量が減少していることがわかる<sup>34)</sup>。Siが耐酸化性に有効である理由は、Si酸化物が表面に形成されたことによるものと推察される。一方で、希土類元素であるLa、Gd、Yは、いずれも4h以上の腐食増量にほとんど変化が生じていないことから、酸化が抑制されているものと推察される。そのメカニズムは、Yを例に挙げた場合、酸化初期で形成された $YCrO_3$ が、酸化時間の増大に伴って、その厚さを増加させることで、耐酸化性を向上させているためである。特に、Yの添加は、酸化初期に形成される $Cr_2O_3$ が時間の経過とともに、耐食性を低下させるといわれるスピネル相へと移行する反応を抑える効果がある。これにより、 $\gamma$ 系Fe基合金において、一般的に生じる $Cr_2O_3$ 酸化物の剥離による耐食性低下を防ぐことができる。また他の論文では、合金/酸化物界面で生成した $Y_2O_3$ 相が表面酸化物の密着性を向上させるという報告もある<sup>35)</sup>。この効果は、Ni基合金でも確認されており、 $Ni_9Y$ が合金中の結晶粒界に析出することで、表面酸化物の密着性を向上させる<sup>36)37)</sup>。これら表面酸化物の剥離防止は、材料の脆化破壊抑制にも寄与する。一方で、Fe-25Cr合金に対して、Yを1%程度過剰に添加すると、 $Y_2O_3$ 相ではなく、 $YFe_3$ 相が結晶粒界に生成することで、剥離の抑制に寄与しなくなるなどのことから、その添加量には注意が必要である<sup>38)</sup>。

#### 3.4 $\gamma$ 系Fe基合金、Ni基合金への成分開発方針

Table 1に、 $\gamma$ 系Fe基合金、Ni基合金に対する耐食性、機械的性質に及ぼす各添加元素の影響をまとめたものを示す。両合金系において、総じて有効な添加元素は、Ta、Ti、希土類元素である。さらに、 $\gamma$ 系Fe基合金に対しては、Cu添加が耐食性へのマトリックス強化に、Si添加が表面被膜強化に有効である。またNi基合金に対しては、Mo、W添加がマトリックス強化及び構造部材としての低熱膨張化を図る上で有効である。以上のことから、ISプロセス腐食環境下で優れた耐食性を有する $\gamma$ 系Fe基合金の成分開発方針は、Cu、Ta添加によるマトリックス強化、Si、Ti添加による表面被膜強化、希土類元素添加による表面酸化物の剥離防止とする。ただし5mass%以上のCu添加、Si添加は、材料の加工性を著しく低下させてしまうため、その添加量は、適正に制御する必要がある。またNi基合金に対する成分開発方針は、Mo、W、

Ta 添加によるマトリックス強化、Ti 添加による表面被覆強化、希土類元素添加による表面酸化物の剥離防止とする。今後は、上記成分開発方針を基に、溶解業者の協力を得て、 $\gamma$ 系 Fe 基合金、Ni 基合金の材料溶解、鍛造を実施する計画である。その後、これら各種材料について、IS プロセス及び地熱発電プロセス環境を模擬した流体環境下での耐食性評価試験、その後の腐食減量評価、腐食形態観察、腐食生成物分析を行う計画である。

#### 4. 結論

本論文では、SiC と同等の耐食性を目指し、かつスケールアップ、加工が容易に行える金属材料として、 $\gamma$ 系 Fe 基合金、Ni 基合金にターゲットを絞り、硫酸及び HI 環境下での耐食性向上に向けた文献調査を行った。その結果、実用構造材料の候補材試作に向けて、以下の成分開発方針を得た。

- 1) IS プロセス、地熱発電プロセスといった高温ガスを含む強酸気液混合腐食環境下での  $\gamma$  系 Fe 基合金、Ni 基合金の耐食性向上には、マトリックス強化のための成分コントロール、表面化合物の利用、その化合物の剥離防止が必要となる。
- 2)  $\gamma$  系 Fe 基合金の成分開発方針は、Cu、Ta 添加による不動態化促進に伴うマトリックス強化、Si 添加による Si 酸化物生成及び Ti 添加による TiC 生成に伴う表面被膜強化、希土類元素添加による表面酸化物の剥離防止とする。
- 3)  $\gamma$  系 Fe 基合金の機械的性質に及ぼす各種添加元素の影響を調査した結果、過剰な Cu、Si の添加は、材料の加工性を著しく低下させてしまうため、その添加量は、適正に制御する必要がある。一方で、Ti 添加はクリープ強度向上、希土類元素添加は靱性向上に寄与する。
- 4) Ni 基合金の成分開発方針は、Mo、W 添加による固溶強化、Ta 添加によるマトリックス強化、Ti 添加による TiC 生成に伴う表面被覆強化、希土類元素添加による表面酸化物の剥離防止とする。
- 5) Ni 基合金の機械的性質に及ぼす各種添加元素の影響を調査した結果、Mo、W 添加は、この合金の各種反応器の大型化を検討する上で生じる寸法公差の増大防止に大いに効果がある。

今後は、上記成分開発方針を基に、数種類の材料溶解、鍛造を行う計画である。その後これら鍛造材について、IS プロセス及び地熱発電プロセス環境を模擬した流体環境下での耐食性評価試験を実施する予定である。

#### 謝辞

IS プロセス環境に耐える金属材料の成分開発検討を進めるにあたり、多くのご助言を頂いた新日鐵住金株式会社 技術開発本部 鉄鋼研究所 正木康浩 上席主幹研究員、竹田貴代子 主幹研究員に感謝いたします。また本稿執筆にあたり、貴重なご助言を頂いた高温ガス炉水素・熱利用研究センター 橘幸男 水素利用研究開発ディビジョン長に感謝いたします。

## 参考文献

- 1) K. Kunitomi, X. Yan, T. Nishihara, N. Sakaba and T. Mouri, "JAEA's VHTR for Hydrogen and Electricity Cogeneration: GTHTR300C," Nuclear Engineering and Technology, 39(1), pp.9-20, (2007).
- 2) S. Fujikawa, H. Hayashi, T. Nakazawa, K. Kawasaki, T. Iyoku, S. Nakagawa and N. Sakaba, "Achievement of reactor-outlet coolant temperature of 950°C in HTTR," J. Nucl. Sci. Technol., 41 pp.1245-1254 (2004).
- 3) H. Sato, J. Sumita, A. Terada, H. Ohashi, X. Yan, T. Nishihara, Y. Tachibana and Y. Inagaki, "HTTR Demonstration Program for Nuclear Cogeneration of Hydrogen and Electricity", Proceedings of the 23th International Conference on Nuclear Engineering (ICONE23), ICONE23-1459, May 17 - 21, 2015, Chiba, Japan (2015).
- 4) 久保 真治, 二川 正敏, 小貫 薫, 山口 明久, 材料と環境, 62, pp.122-128 (2013).
- 5) 倉田 有司, 橘 勝美, 鈴木 富男, 日本金属学会誌, 65(4), pp.262-265, (2001).
- 6) 田中 伸幸, 小貫 薫, 清水 三郎, 山口 明久, 材料と環境, 55(7), pp.320-324, (2006).
- 7) 広渡 和緒, まてりあ, 35(3), pp.215-219, (1996).
- 8) 早坂 大輔, 室蘭工業大学 博士論文, (2017).
- 9) 伊藤 伍朗, 腐食科学と防食技術, 16, コロナ社, pp.64-67, (1973).
- 10) 佐藤 教男, 小玉 俊明, 新居 和嘉, 防食技術便覧, 日刊工業新聞社, p.7, (1986).
- 11) 栄 幸雄, 防食技術, vol.6, No.1, pp.311-315, (1957).
- 12) N.D. Tomashov, Corrosion, 14, pp.229-236, (1958).
- 13) 岡田 秀弥, 防食技術, Vol.20, No.4, pp.178-191, (1971).
- 14) 下郡 一利, 藤原 和雄, 泊里 治夫, 中山 武典, 神戸製鋼技報, Vo.36, No.3, pp.65-68, (1986).
- 15) 山科 俊郎, 佐藤 教男, 小林 晴夫, 金属材料技術研究所研究報告, 第3巻, 第2号, pp.51-57, (1960).
- 16) 山科 俊郎, 佐藤 教男, 小林 晴夫, 日本金属学会誌, 第24巻, 第5号, pp.320-324, (1960).
- 17) 小貫 薫, 中島 隼人, 清水 三郎, 佐藤 章一, 田山 一郎, 水素エネルギーシステム, 18, pp.49-54, (1993).
- 18) 乙黒 靖男, 中川 龍一, 鉄と鋼, 第47年, 第10号, pp.1493-1500, (1961).
- 19) 中川 一人, 星野 和義, 朝比奈 敏勝, 日秋 俊彦, 村田 守, 鑄造工学, 第80巻, 第1号, pp.22-29, (2008).
- 20) 昭和電工株式会社、佐々木有三, 磁気記録媒体および磁気記録再生装置, 特開 2009-64501, H21.3.26.
- 21) 山本 隆一, 角屋 好邦, 河合 久孝, 馬越 龍太郎, 植田 茂紀, 野田 俊治, 磯部 晋, 鉄と鋼, Vol.90, No.1, pp.37-42, (2004).
- 22) 小貫 薫, 井岡 郁夫, 二川 正敏, 中島 隼人, 清水 三郎, 田山 一郎, 材料と環境, 46(2), pp.113-117, (1997).

- 23) 河盛 誠, 長尾 讓, 河盛 誠, 米永 洋介, 衣笠 潤一郎, 佐藤 俊樹, 材料と環境, 64, pp.324-327, (2015).
- 24) 坂井 広和, 菅原 克生, 斉藤 仁志, 材料と環境, 59, pp.222-227, (2010).
- 25) 小川 和夫, 宇野 哲老, 藤田 展弘, 木村 英隆, 中澤 崇徳, 材料, Vol. 40, No. 457 pp.1283-1289, (1991).
- 26) 井岡 郁夫, 小貫 薫, 二川 正敏, 栗木 良郎, 名越 正泰, 中島 隼人, 清水 三郎, 材料, 46, pp.1041-1045, (1997).
- 27) 宇部 善満, 北島 兵馬, 貝 敏雄, 日本金属学会誌, Vol. 27, No. 1, pp.18-23, (1963).
- 28) A. T. Dutra, P. L. Ferrandini, R. Caram, Journal of Alloys and Compounds, 432, pp.167-171, (2007).
- 29) L. Tan, L. Rakotojaona, T. R. Allen, R. K. Nanstad and J. T. Busby, Materials Science and Engineering A, A528, Issue6, pp.2755-2761, (2011).
- 30) 成田 貴一, 日本金属学会会報, 第 8 号, pp.49-57, (1969).
- 31) R. S. Dutta, R. Purandare, A. Labo, S. K. Kulkarni and G. K. Dey, Corrosion Science, 46, pp.2937-2953, (2004).
- 32) R. S. Dutta, R. Tewari and P. K. De, Corrosion Science, 49, pp.303-318, (2007).
- 33) R. S. Dutta, Journal of Nuclear Materials, 393, pp.343-349, (2009).
- 34) 永井 宏, 村井 照幸, 三谷 裕康, 日本金属学会誌, 42, pp.1138-1144, (1978).
- 35) 斎藤 安俊, 鉄と鋼, 第 65 年, 第 7 号, pp.747-771, (1979).
- 36) 斎藤 安俊, 桐生 堅, 木村 孝, 天野 忠照, 矢島 聖使, 日本金属学会誌, 第 11 号, pp.1110-1117, (1975).
- 37) Ingard A. Kvernes, Oxidation of Metals, Vol.6, No.1, pp.45-64, (1973).
- 38) J. M. Francis, W. H. Whitlow, Corrosion Science, Vol.5, pp.701-710, (1965).

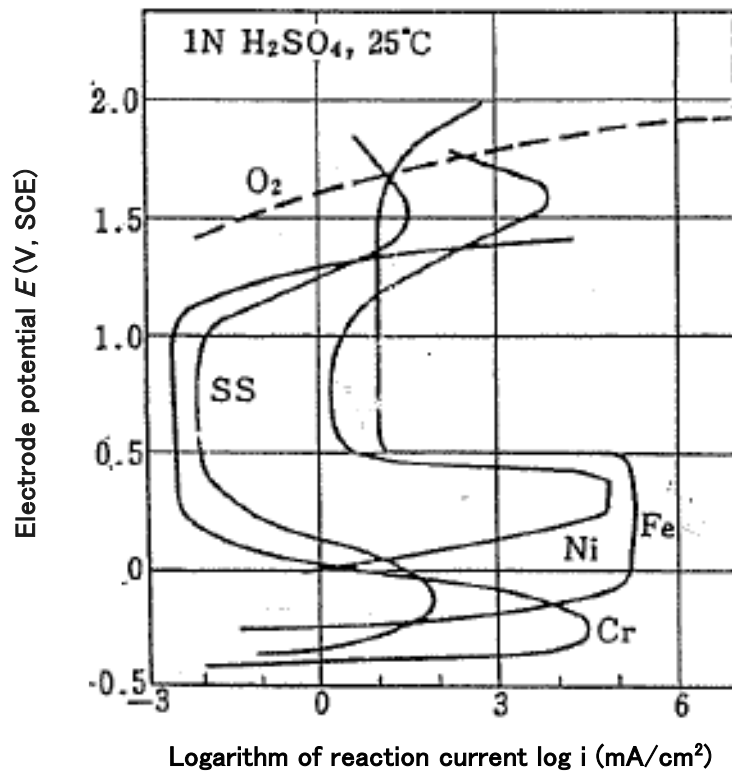


Fig. 1 Anodic polarization curve at 25°C. under 1N sulfuric acid environment <sup>10)</sup>

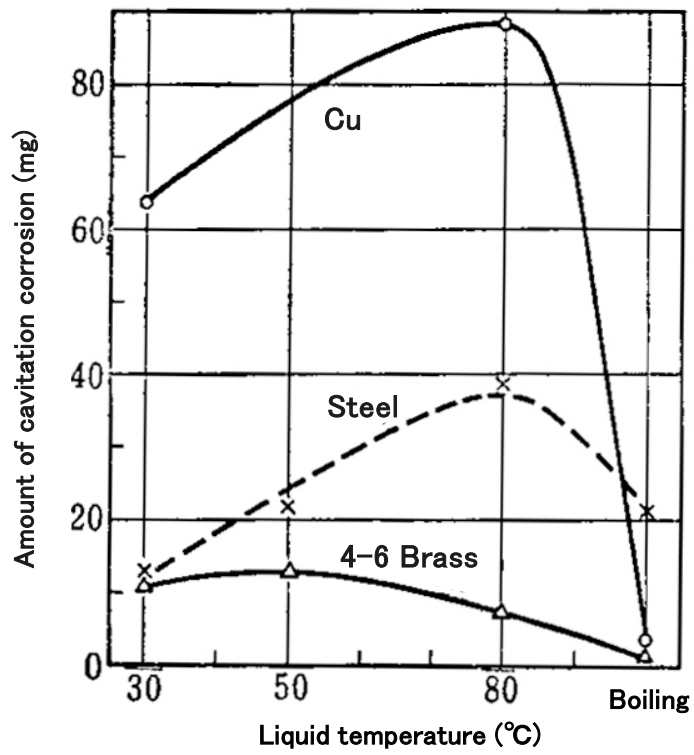


Fig. 2 Changes in cavitation corrosion amount with temperature rise of 4-6 brass, pure Cu <sup>11)</sup>

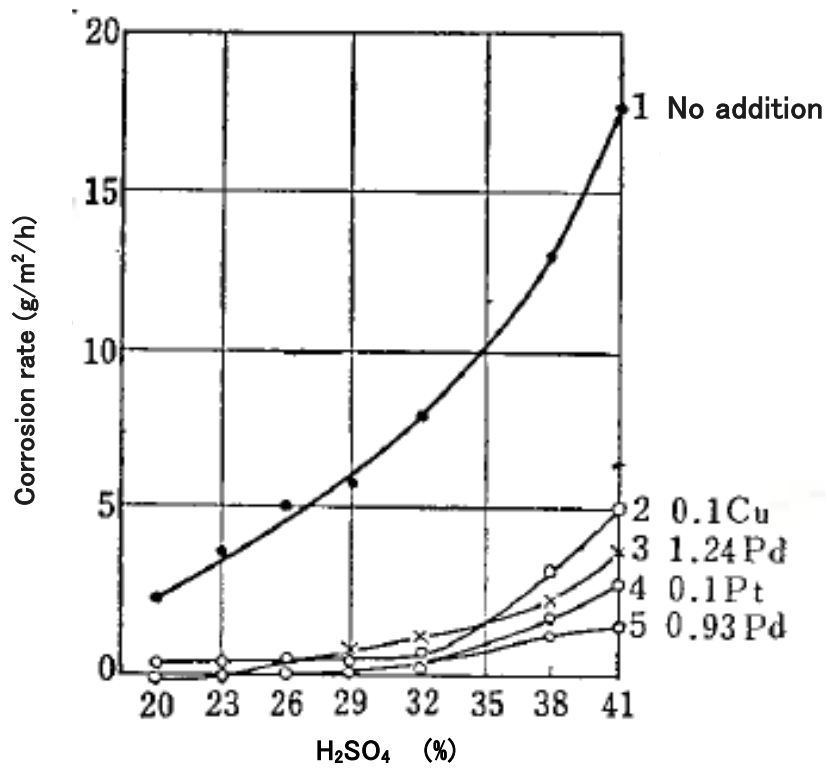


Fig. 3 The effect of addition of Cu, Pt and Pd on corrosion rate of 18Cr-8Ni steel with increasing sulfuric acid concentration at 20°C <sup>12)</sup>

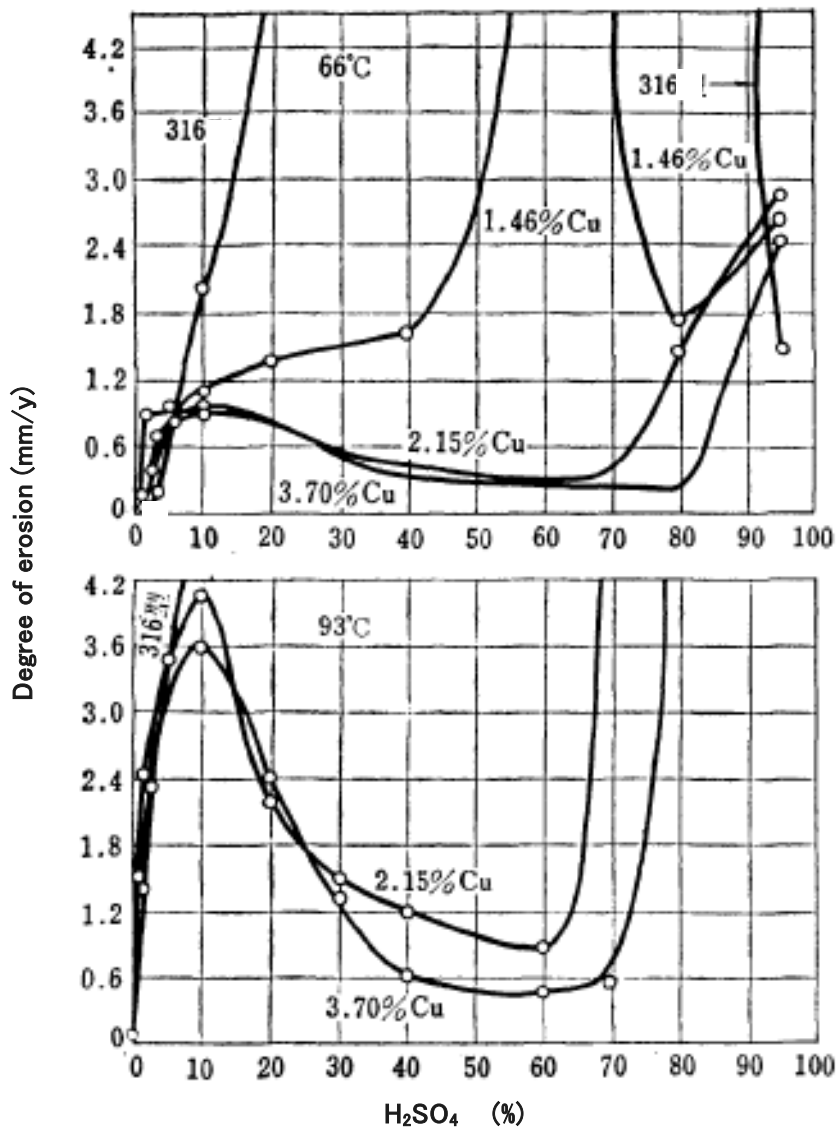


Fig. 4 Changes in the degree of corrosion associated with the increase in the amount of Cu to stainless steel under 66°C, 93°C sulfuric acid environment <sup>13)</sup>

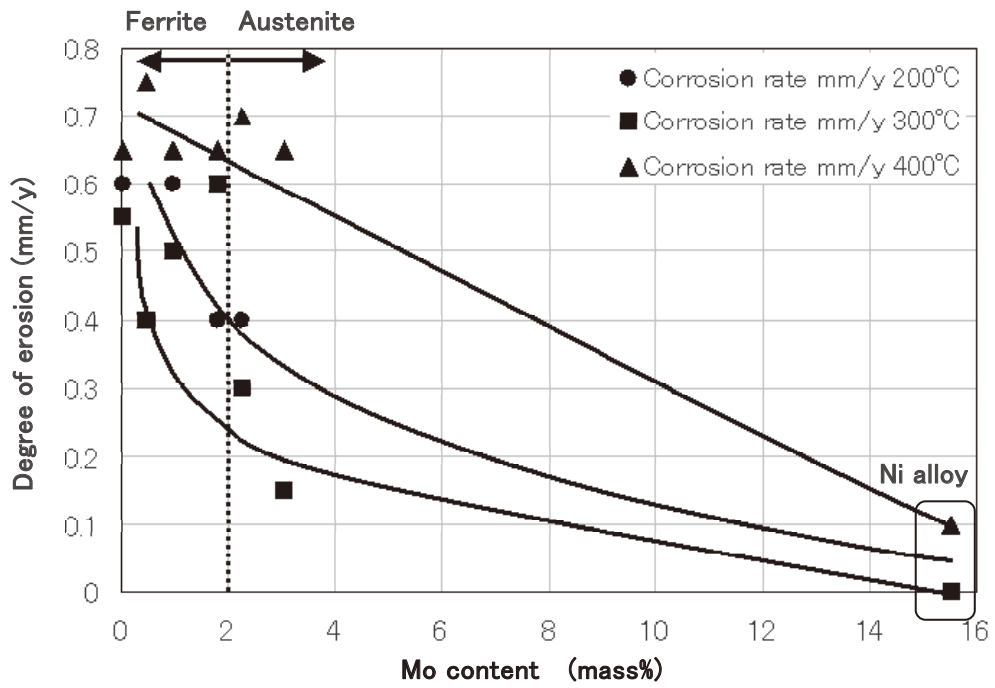


Fig. 5 Relationship between Corrosion rate and Mo addition amount of Various Alloys in HI / I<sub>2</sub> / H<sub>2</sub>O Mixed Gas from 200°C to 400°C

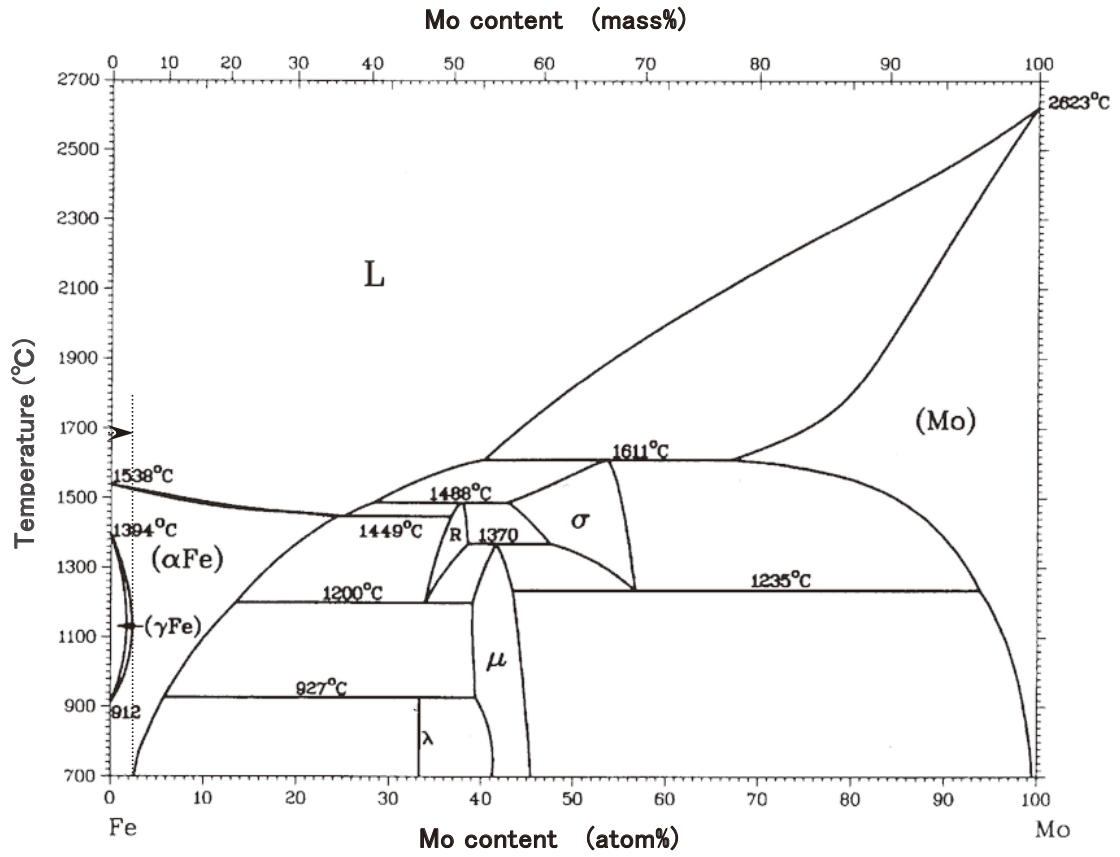


Fig. 6 Fe-Mo phase diagram

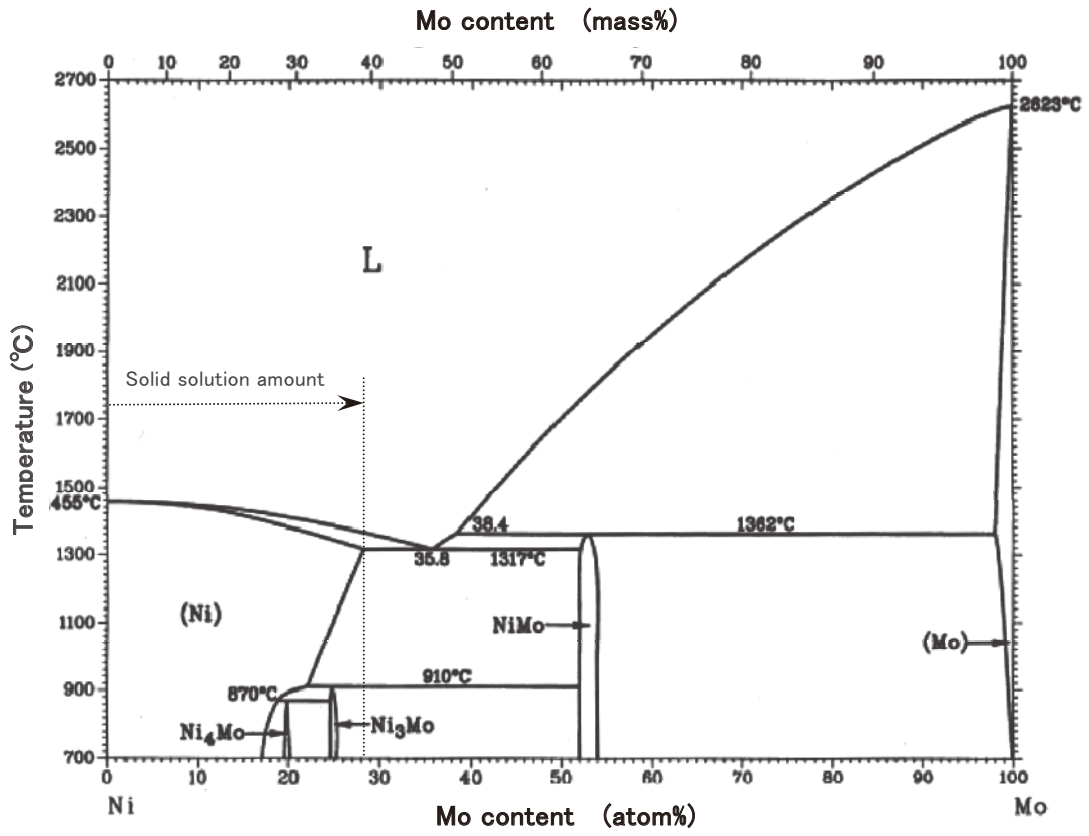


Fig. 7 Ni-Mo phase diagram

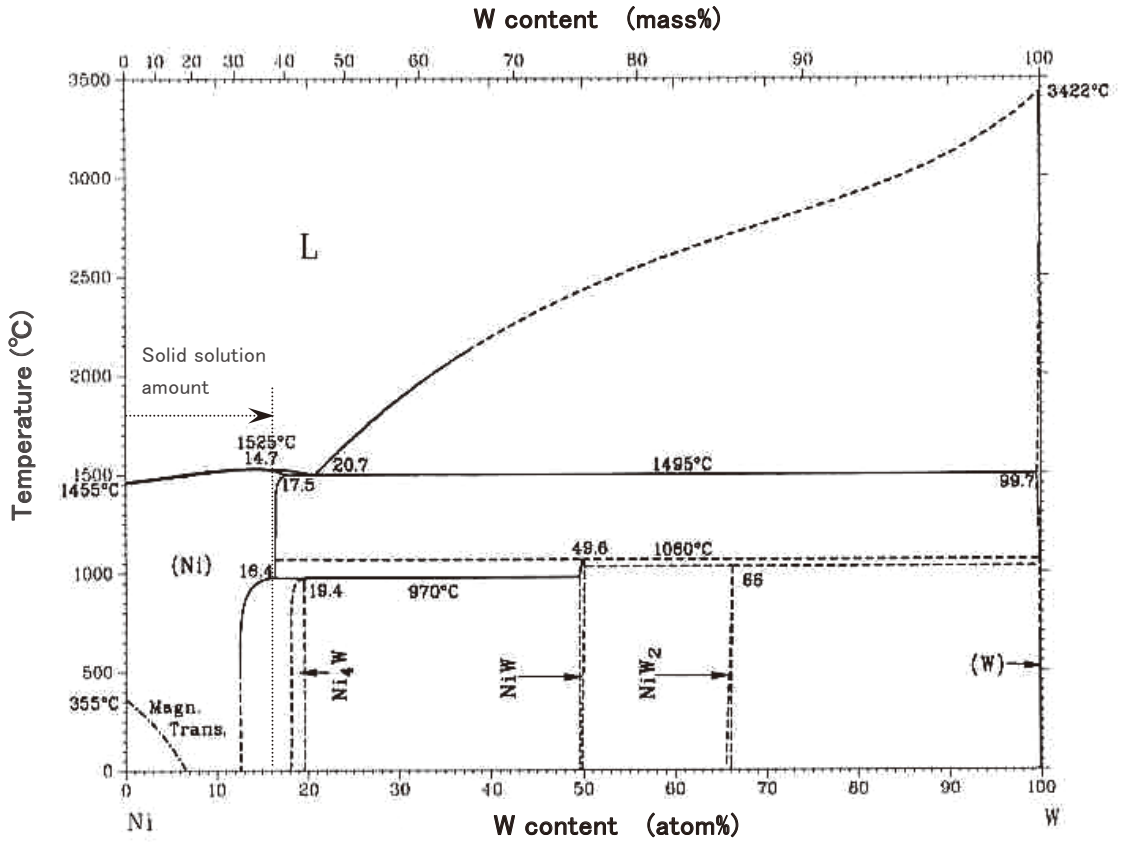


Fig. 8 Ni-W phase diagram

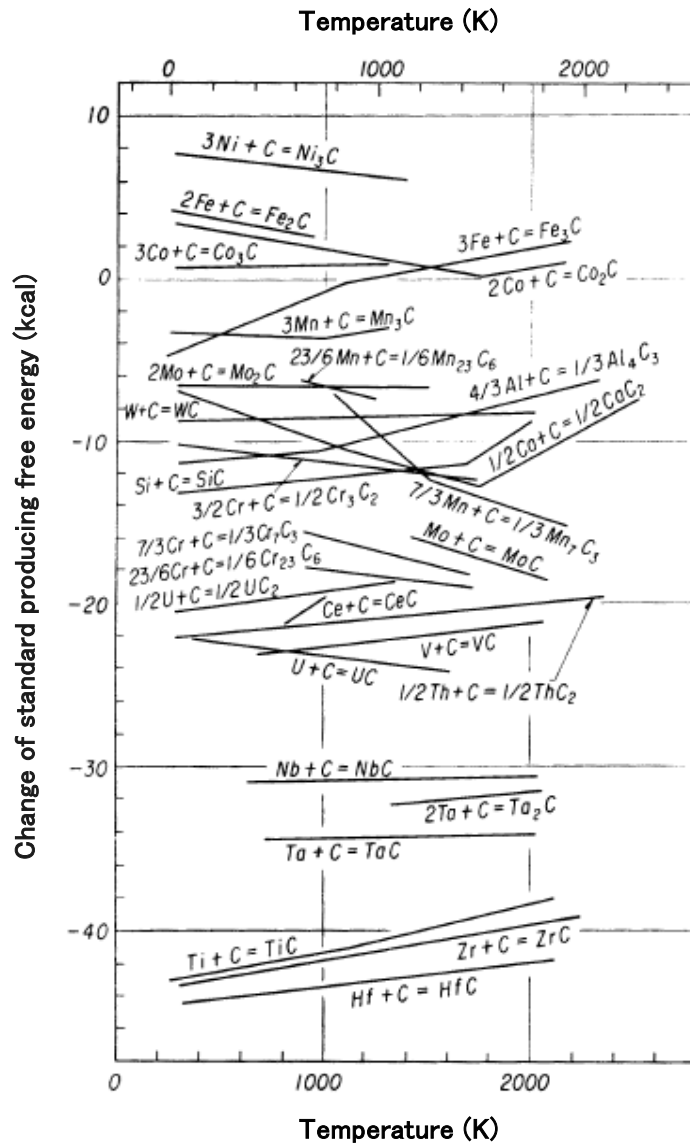


Fig.9 Ellingham diagram evaluating carbide forming ability <sup>30)</sup>

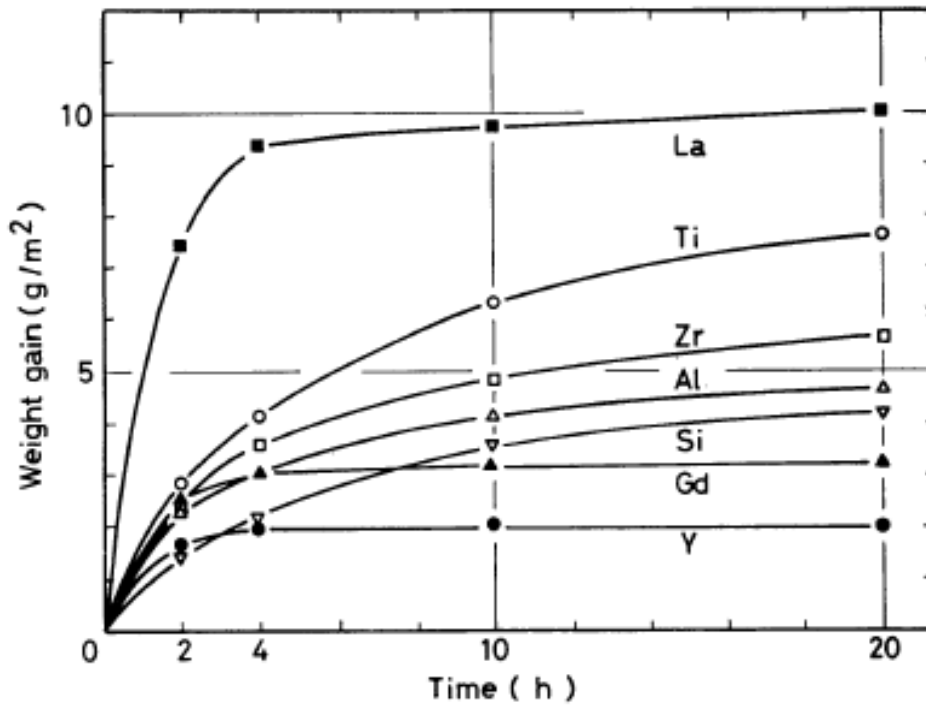


Fig. 10 Influence of weight change on Fe-20Cr alloys containing La, Ti, Zr, Al, Si, Gd and Y added when kept at 1000°C for 95 h <sup>34)</sup>

Table1 Influence of each added element on corrosion resistance and mechanical properties for  $\gamma$ -Fe based alloy and Ni-based alloy

		Influence on corrosion resistance		Influence on mechanical properties	
		$\gamma$ -Fe based alloy	Ni based alloy	$\gamma$ -Fe based alloy	Ni based alloy
Matrix strengthening element	Cu	Cu Sulfide ○	Peeling by Cu <sub>2</sub> O △	Decline in processability by Cu embrittlement △	Acceleration of surface oxidation by Cu <sub>2</sub> O △
	Mo W	Decrease in corrosion resistance by Fe <sub>2</sub> Mo, Fe <sub>2</sub> W △	Solid solution strengthening of Mo, W ○	Fe <sub>2</sub> Mo, Fe <sub>2</sub> W Embrittlement △	Low thermal expansion by Mo, W content ○
	Ta	Ta Passive film ○	Ta Passive film ○	No effect	No effect
Element that produce surface compounds	Si	SiO <sub>4</sub> oxide ○	Decrease in corrosion resistance by Fe <sub>11</sub> Ni <sub>15</sub> Si <sub>4</sub> △	Decline in processability by Si embrittlement △	Ni <sub>3</sub> Si Embrittlement △
	Ti	TiC ○	TiC ○	Improvement of creep strength by TiC ○	Improvement of creep strength by TiC ○
Prevention of peeling	Rare earth	Rare earth compound ○	Rare earth compound ○	Improvement of toughness by Rare earth ○	Improvement of toughness by Rare earth ○

○: Obviously good effect

△: Those that will be adversely affected by excessive addition

This is a blank page.

# 国際単位系 (SI)

表1. SI 基本単位

基本量	SI 基本単位	
	名称	記号
長さ	メートル	m
質量	キログラム	kg
時間	秒	s
電流	アンペア	A
熱力学温度	ケルビン	K
物質량	モル	mol
光度	カンデラ	cd

表2. 基本単位を用いて表されるSI組立単位の例

組立量	SI 組立単位	
	名称	記号
面積	平方メートル	m <sup>2</sup>
体積	立方メートル	m <sup>3</sup>
速度	メートル毎秒	m/s
加速度	メートル毎秒毎秒	m/s <sup>2</sup>
波数	毎メートル	m <sup>-1</sup>
密度, 質量密度	キログラム毎立方メートル	kg/m <sup>3</sup>
面積密度	キログラム毎平方メートル	kg/m <sup>2</sup>
比体積	立方メートル毎キログラム	m <sup>3</sup> /kg
電流密度	アンペア毎平方メートル	A/m <sup>2</sup>
磁界の強さ	アンペア毎メートル	A/m
量濃度 <sup>(a)</sup> , 濃度	モル毎立方メートル	mol/m <sup>3</sup>
質量濃度	キログラム毎立方メートル	kg/m <sup>3</sup>
輝度	カンデラ毎平方メートル	cd/m <sup>2</sup>
屈折率 <sup>(b)</sup>	(数字の)	1
比透磁率 <sup>(b)</sup>	(数字の)	1

(a) 量濃度 (amount concentration) は臨床化学の分野では物質濃度 (substance concentration) ともよばれる。  
 (b) これらは無次元量あるいは次元1をもつ量であるが、そのことを表す単位記号である数字の1は通常は表記しない。

表3. 固有の名称と記号で表されるSI組立単位

組立量	SI 組立単位			
	名称	記号	他のSI単位による表し方	SI基本単位による表し方
平面角	ラジアン <sup>(b)</sup>	rad	1 <sup>(b)</sup>	m/m
立体角	ステラジアン <sup>(b)</sup>	sr <sup>(e)</sup>	1 <sup>(b)</sup>	m <sup>2</sup> /m <sup>2</sup>
周波数	ヘルツ <sup>(d)</sup>	Hz		s <sup>-1</sup>
力	ニュートン	N		m kg s <sup>-2</sup>
圧力, 応力	パスカル	Pa	N/m <sup>2</sup>	m <sup>-1</sup> kg s <sup>-2</sup>
エネルギー, 仕事, 熱量	ジュール	J	N m	m <sup>2</sup> kg s <sup>-2</sup>
仕事率, 工率, 放射束	ワット	W	J/s	m <sup>2</sup> kg s <sup>-3</sup>
電荷, 電気量	クーロン	C		s A
電位差 (電圧), 起電力	ボルト	V	W/A	m <sup>2</sup> kg s <sup>-3</sup> A <sup>-1</sup>
静電容量	ファラド	F	C/V	m <sup>2</sup> kg <sup>-1</sup> s <sup>4</sup> A <sup>2</sup>
電気抵抗	オーム	Ω	V/A	m <sup>2</sup> kg s <sup>-3</sup> A <sup>-2</sup>
コンダクタンス	ジーメン	S	A/V	m <sup>2</sup> kg <sup>-1</sup> s <sup>3</sup> A <sup>2</sup>
磁束	ウエーバ	Wb	Vs	m <sup>2</sup> kg s <sup>-2</sup> A <sup>-1</sup>
磁束密度	テスラ	T	Wb/m <sup>2</sup>	kg s <sup>-2</sup> A <sup>-1</sup>
インダクタンス	ヘンリー	H	Wb/A	m <sup>2</sup> kg s <sup>-2</sup> A <sup>-2</sup>
セルシウス温度	セルシウス度 <sup>(e)</sup>	°C		K
光照射量	ルーメン	lm	cd sr <sup>(e)</sup>	cd
放射線量	ルクス	lx	lm/m <sup>2</sup>	m <sup>-2</sup> cd
放射性核種の放射能 <sup>(f)</sup>	ベクレル <sup>(d)</sup>	Bq		s <sup>-1</sup>
吸収線量, 比エネルギー分与, カーマ	グレイ	Gy	J/kg	m <sup>2</sup> s <sup>-2</sup>
線量当量, 周辺線量当量, 方向性線量当量, 個人線量当量	シーベルト <sup>(g)</sup>	Sv	J/kg	m <sup>2</sup> s <sup>-2</sup>
酸素活性化	カタール	kat		s <sup>-1</sup> mol

(a) SI接頭語は固有の名称と記号を持つ組立単位と組み合わせても使用できる。しかし接頭語を付した単位はもはやコヒーレントではない。  
 (b) ラジアンとステラジアンは数字の1に対する単位の特別な名称で、量についての情報をつたえるために使われる。実際には、使用する時には記号rad及びsrが用いられるが、習慣として組立単位としての記号である数字の1は明示されない。  
 (c) 測光学ではステラジアンという名称と記号srを単位の表し方の中に、そのまま維持している。  
 (d) ヘルツは周期現象についてのみ、ベクレルは放射性核種の統計的過程についてのみ使用される。  
 (e) セルシウス度はケルビンの特別な名称で、セルシウス温度を表すために使用される。セルシウス度とケルビンの単位の大きさは同一である。したがって、温度差や温度間隔を表す数値はどちらの単位で表しても同じである。  
 (f) 放射性核種の放射能 (activity referred to a radionuclide) は、しばしば誤った用語で"radioactivity"と記される。  
 (g) 単位シーベルト (PV, 2002, 70, 205) についてはCIPM勧告2 (CI-2002) を参照。

表4. 単位の中に固有の名称と記号を含むSI組立単位の例

組立量	SI 組立単位		
	名称	記号	SI 基本単位による表し方
粘力のモーメント	パスカル秒	Pa s	m <sup>-1</sup> kg s <sup>-1</sup>
表面張力	ニュートンメートル	N m	m <sup>2</sup> kg s <sup>-2</sup>
角速度	ニュートン毎メートル	N/m	kg s <sup>-2</sup>
角加速度	ラジアン毎秒	rad/s	m m <sup>-1</sup> s <sup>-1</sup> =s <sup>-1</sup>
角加速度	ラジアン毎秒毎秒	rad/s <sup>2</sup>	m m <sup>-1</sup> s <sup>-2</sup> =s <sup>-2</sup>
熱流密度, 放射照度	ワット毎平方メートル	W/m <sup>2</sup>	kg s <sup>-3</sup>
熱容量, エントロピー	ジュール毎ケルビン	J/K	m <sup>2</sup> kg s <sup>-2</sup> K <sup>-1</sup>
比熱容量, 比エントロピー	ジュール毎キログラム毎ケルビン	J/(kg K)	m <sup>2</sup> s <sup>-2</sup> K <sup>-1</sup>
比エネルギー	ジュール毎キログラム	J/kg	m <sup>2</sup> s <sup>-2</sup>
熱伝導率	ワット毎メートル毎ケルビン	W/(m K)	m kg s <sup>-3</sup> K <sup>-1</sup>
体積エネルギー	ジュール毎立方メートル	J/m <sup>3</sup>	m <sup>-1</sup> kg s <sup>-2</sup>
電界の強さ	ボルト毎メートル	V/m	m kg s <sup>-3</sup> A <sup>-1</sup>
電荷密度	クーロン毎立方メートル	C/m <sup>3</sup>	m <sup>-3</sup> s A
電表面積	クーロン毎平方メートル	C/m <sup>2</sup>	m <sup>-2</sup> s A
電束密度, 電気変位	クーロン毎平方メートル	C/m <sup>2</sup>	m <sup>-2</sup> s A
誘電率	ファラド毎メートル	F/m	m <sup>3</sup> kg <sup>-1</sup> s <sup>4</sup> A <sup>2</sup>
透磁率	ヘンリー毎メートル	H/m	m kg s <sup>-2</sup> A <sup>-2</sup>
モルエネルギー	ジュール毎モル	J/mol	m <sup>2</sup> kg s <sup>-2</sup> mol <sup>-1</sup>
モルエントロピー, モル熱容量	ジュール毎モル毎ケルビン	J/(mol K)	m <sup>2</sup> kg s <sup>-2</sup> K <sup>-1</sup> mol <sup>-1</sup>
照射線量 (X線及びγ線)	クーロン毎キログラム	C/kg	kg <sup>-1</sup> s A
吸収線量率	グレイ毎秒	Gy/s	m <sup>2</sup> s <sup>-3</sup>
放射線強度	ワット毎ステラジアン	W/sr	m <sup>4</sup> m <sup>-2</sup> kg s <sup>-3</sup> =m <sup>2</sup> kg s <sup>-3</sup>
放射輝度	ワット毎平方メートル毎ステラジアン	W/(m <sup>2</sup> sr)	m <sup>2</sup> m <sup>-2</sup> kg s <sup>-3</sup> =kg s <sup>-3</sup>
酵素活性濃度	カタール毎立方メートル	kat/m <sup>3</sup>	m <sup>3</sup> s <sup>-1</sup> mol

表5. SI 接頭語

乗数	名称	記号	乗数	名称	記号
10 <sup>24</sup>	ヨタ	Y	10 <sup>1</sup>	デシ	d
10 <sup>21</sup>	ゼタ	Z	10 <sup>2</sup>	センチ	c
10 <sup>18</sup>	エクサ	E	10 <sup>3</sup>	ミリ	m
10 <sup>15</sup>	ペタ	P	10 <sup>6</sup>	マイクロ	μ
10 <sup>12</sup>	テラ	T	10 <sup>9</sup>	ナノ	n
10 <sup>9</sup>	ギガ	G	10 <sup>12</sup>	ピコ	p
10 <sup>6</sup>	メガ	M	10 <sup>-15</sup>	フェムト	f
10 <sup>3</sup>	キロ	k	10 <sup>-18</sup>	アト	a
10 <sup>2</sup>	ヘクト	h	10 <sup>-21</sup>	ゼプト	z
10 <sup>1</sup>	デカ	da	10 <sup>-24</sup>	ヨクト	y

表6. SIに属さないが、SIと併用される単位

名称	記号	SI単位による値
分	min	1 min=60 s
時	h	1 h=60 min=3600 s
日	d	1 d=24 h=86 400 s
度	°	1°=(π/180) rad
分	'	1'=(1/60)°=(π/10 800) rad
秒	"	1"=(1/60)'=(π/648 000) rad
ヘクタール	ha	1 ha=1 hm <sup>2</sup> =10 <sup>4</sup> m <sup>2</sup>
リットル	L, l	1 L=1 l=1 dm <sup>3</sup> =10 <sup>3</sup> cm <sup>3</sup> =10 <sup>-3</sup> m <sup>3</sup>
トン	t	1 t=10 <sup>3</sup> kg

表7. SIに属さないが、SIと併用される単位で、SI単位で表される数値が実験的に得られるもの

名称	記号	SI単位で表される数値
電子ボルト	eV	1 eV=1.602 176 53(14)×10 <sup>-19</sup> J
ダルトン	Da	1 Da=1.660 538 86(28)×10 <sup>-27</sup> kg
統一原子質量単位	u	1 u=1 Da
天文単位	ua	1 ua=1.495 978 706 91(6)×10 <sup>11</sup> m

表8. SIに属さないが、SIと併用されるその他の単位

名称	記号	SI単位で表される数値
バール	bar	1 bar=0.1MPa=100 kPa=10 <sup>5</sup> Pa
水銀柱ミリメートル	mmHg	1 mmHg=133.322Pa
オングストローム	Å	1 Å=0.1nm=100pm=10 <sup>-10</sup> m
海里	M	1 M=1852m
バイン	b	1 b=100fm <sup>2</sup> =(10 <sup>12</sup> cm <sup>2</sup> ) <sup>2</sup> =10 <sup>-28</sup> m <sup>2</sup>
ノット	kn	1 kn=(1852/3600)m/s
ネーパ	Np	SI単位との数値的関係は、 対数量の定義に依存。
ベレル	B	
デシベル	dB	

表9. 固有の名称をもつCGS組立単位

名称	記号	SI単位で表される数値
エルグ	erg	1 erg=10 <sup>-7</sup> J
ダイン	dyn	1 dyn=10 <sup>-5</sup> N
ポアズ	P	1 P=1 dyn s cm <sup>-2</sup> =0.1Pa s
ストークス	St	1 St=1cm <sup>2</sup> s <sup>-1</sup> =10 <sup>-4</sup> m <sup>2</sup> s <sup>-1</sup>
スチルブ	sb	1 sb=1cd cm <sup>-2</sup> =10 <sup>4</sup> cd m <sup>-2</sup>
フォト	ph	1 ph=1cd sr cm <sup>-2</sup> =10 <sup>4</sup> lx
ガリ	Gal	1 Gal=1cm s <sup>-2</sup> =10 <sup>-2</sup> ms <sup>-2</sup>
マクスウェル	Mx	1 Mx=1 G cm <sup>2</sup> =10 <sup>-8</sup> Wb
ガウス	G	1 G=1Mx cm <sup>-2</sup> =10 <sup>-4</sup> T
エルステッド <sup>(a)</sup>	Oe	1 Oe <sub>e</sub> =(10 <sup>3</sup> /4π)A m <sup>-1</sup>

(a) 3元系のCGS単位系とSIでは直接比較できないため、等号「△」は対応関係を示すものである。

表10. SIに属さないその他の単位の例

名称	記号	SI単位で表される数値
キュリー	Ci	1 Ci=3.7×10 <sup>10</sup> Bq
レントゲン	R	1 R=2.58×10 <sup>-4</sup> C/kg
ラド	rad	1 rad=1cGy=10 <sup>-2</sup> Gy
レム	rem	1 rem=1 cSv=10 <sup>-2</sup> Sv
ガンマ	γ	1 γ=1 nT=10 <sup>-9</sup> T
フェルミ	f	1 フェルミ=1 fm=10 <sup>-15</sup> m
メートル系カラット		1 メートル系カラット=0.2 g=2×10 <sup>-4</sup> kg
トル	Torr	1 Torr=(101 325/760) Pa
標準大気圧	atm	1 atm=101 325 Pa
カロリ	cal	1 cal=4.1858J (「15°C」カロリ), 4.1868J (「IT」カロリ), 4.184J (「熱化学」カロリ)
マイクロン	μ	1 μ=1μm=10 <sup>-6</sup> m

