ステンレス鋼活用の基礎知識 ー歴史, 特性, 耐食性ー

5. ステンレス鋼材料の選択の指針[†]

鈴木 聡*

Fundamentals for Better Use of Stainless Steels ー Development History, Characteristics and Resistance to Corrosion ー V : Indication of Selection for Application of Stainless Steels Material

by

Satoshi SUZUKI *

Key words : Stainless steels, Application, Selection

1 緒 言

ステンレス鋼は、文字通り“さびにくい”性質を基本として、さまざまな用途展開が図られ現在に至っている。1958年、国内にセンジミルが導入されて以来、広幅ステンレス鋼帯の大量生産が可能となり、流し台をはじめとして一般家庭にステンレス鋼板が使用され始め、需要が大幅に増加した。1980年代には、自動車排ガス規制強化にともないその需要はさらに拡大し、現在ではエコキュートなどの高効率給湯器をはじめとするヒートポンプシステム分野においても必要不可欠な工業材料である。その用途拡大にともない耐食性、耐熱性に加えて、成形性、切削性および溶接性の向上が求められ、精練技術を中心とした製造技術および加工方法の進歩とともに、材料開発が進展した。一方、多様な用途で開発が進められた結果、ステンレス鋼には多くの鋼種が存在する。そこで本報では、数多くの鋼種から適正な材料を選定するための考え方について、材料組織に基づいて解説する。

2 ステンレス鋼の分類

ステンレス鋼は含有する主合金成分によってCr系とCr-Ni系（通称Ni系）に大別される。JISG4304およびG4305におけるステンレス鋼板、鋼帯の分類を表1に示す。JISではその組織によってCr系は2種類、Cr-Ni系は3種類の合計5種類に分類している。これは含有成分によりステンレス鋼の金属組織が決まり、これにともな

い各種特性もほぼ決まるためである。図1に示すシェフラーの組織図¹⁾は溶着金属における金属組織と化学成分の関係を、フェライト(α)生成元素であるCr, Mo, Si, Nbと、オーステナイト(γ)生成元素であるNi, C, Mnの量的バランスにより表している。図中にはγ系のSUS304, α系のSUS430, マルテンサイト(M)系のSUS410, オーステナイト-フェライト二相(α+γ)系のSUS329J1などの一般的な組成範囲を示した。シェフラーの組織図は対象としている元素が限られているものの、広い組成範囲を網羅しており、成分から見たステンレス鋼の組織を検討する上で有用である。

図2にはステンレス鋼の合金設計における成分、物性、用途特性の関係を示す。耐熱、耐食、強度などの必要特性（一次特性とする）を得るべく表面物性、母材特性の観点から合金設計される。その結果、金属組織とそれに基いた鋼の物性が決まり、実際に使用する上で必要不可欠な加工、溶接などの特性（二次特性とする）が決まる。本講では一次特性を高めたステンレス鋼を使用する上での注意点を、二次特性の視点から解説する。なお、本シリーズでは、すでに加工、溶接および耐食性について詳細かつ有用な解説が為されているので、ここでは、一次

表1 ステンレス鋼板、鋼帯のJIS鋼種

分類	3桁番号	代表鋼種
マルテンサイト系	Cr系	400番台 SUS420J2(0.3C-13Cr)
フェライト系	Cr系	400番台 SUS430(0.06C-17Cr)
オーステナイト系	Cr-Ni系	200番台 SUS201(0.08C-17Cr-4.5Ni-N)
		300番台 SUS304(0.06C-18Cr-8Ni)
オーステナイト-フェライト系	Cr-Ni系	300番台 SUS329J1(0.06C-25Cr-4.5Ni-2Mo)
析出硬化系	Cr-Ni系	600番台 SUS630(0.04C-17Cr-4Ni-4Cu-Nb)

図1 シェフラーの組織図¹⁾

[†] 原稿受理 平成23年2月4日 Received Feb. 4, 2011 ©2011 The Society of Materials Science, Japan

* 日新製鋼株式会社技術研究所 〒100-8366 東京都千代田区丸の内, Steel & Tech. Dev. Lab., Nisshin Steel Co., Ltd., Chiyoda-ku, Tokyo, 100-8366

図2 ステンレス鋼の成分、物性、用途特性の関係

特性である耐熱性と強度特性について簡単に補足説明を加えた後に、二次特性に基づく使用上の注意点について記す。

3 耐熱、強度特性について

3.1 耐熱ステンレス鋼

耐熱用途ステンレス薄鋼板は、主に自動車排ガス部材として高温強度と耐酸化性の向上が図られてきた。²⁾

たとえばエキゾーストマニホールドは、エンジンからの排ガスにより 800～900℃に加熱されるとともに、エンジン停止時には外気温、とくに寒冷地では-30℃程度まで冷却される。広い温度範囲で加熱冷却が繰り返されるため、図1でオーステナイト(A)やフェライト(F)にある相変態のない金属組織を有する素材が適している。機械的に拘束される構造部位では、この昇降温により熱ひずみを受けて材料に熱疲労を生ずる。 α 系ステンレス鋼の熱膨張係数は、 γ 系ステンレス鋼の約60%であるため昇降温により発生する熱ひずみが小さく、熱疲労特性には有利な材料である。しかし700℃を超える高温下では、 α 系ステンレス鋼は γ 系ステンレス鋼に比べて強度が低い。そこで α 系ステンレス鋼では高温強度のさらなる向上が図られてきた。また、 γ 系ステンレス鋼においても、熱ひずみの影響が少ない被加熱部位や成形性が求められる部位におけるさらなる高温強度向上が図られてきた。

高温強度は、 γ 系ステンレス鋼では固溶強化元素であるNb、NおよびSi、 α 系ステンレス鋼では固溶強化元素であるNb、Mo、Cu、WおよびSiをそれぞれ添加することで向上が図られている。一例として、 α 系ステンレス鋼の高温強度と熱サイクル耐久試験回数³⁾の関係を図3に示す。900℃における耐力の向上とともに耐久試験回数が向上する。高温における耐力と添加元素の関係⁴⁾を図4に示す。Nb、Moの添加により高温強度が向上する。さらに析出強化による高温強度向上が図られ、 α 系ステンレス鋼ではラーベス(Fe₂Nb)や ϵ -Cu相の析出、 γ 系ステンレス鋼ではFe-Cr炭化物の析出が活用されている。

耐酸化性は、 α 系ステンレス鋼ではCr含有量の増加、Si、AlおよびREMの添加、 γ 系ステンレス鋼ではSiおよびREMの添加により鋼板表面に酸化被膜形成し、鋼板母材の酸化バリアとすることで耐酸化性を向上させている。さらに α 系ステンレス鋼ではMnの添加によりスケールと母材の熱膨張差を低減することで剥離を抑制し、耐酸化性を向上している。

図3 900℃における0.2%耐力と熱疲労耐久試験サイクル数³⁾ 図4 900℃における0.2%耐力に及ぼす合金元素の影響⁴⁾

これらの耐熱性向上手法に基づき、Si、Nb、Mn、MoおよびCuを添加した α 系ステンレス鋼^{5)～7)}や、Si、Moを添加した γ 系ステンレス鋼⁸⁾が開発されている。

3.2 高強度ステンレス鋼

図5にステンレス鋼の強度と延性の関係を示す。SUS301の転位強化材は、図1に示したシェフラーの組織図上ではA+M+Fの領域に属する準安定 γ 系ステンレス鋼である。焼鈍状態ではオーステナイト単相組織であるものが、常温で加工度に応じてM相に変態する特性を利用して、冷間圧延により α' 変態(4・1・2項参照)させて強度を向上している。工業生産されている鉄基材料の中で高い強度-延性バランスを有し、たとえば自動車ボディ軽量化に大きく寄与している普通鋼ハイテンに比べ、同一強度であれば高い延性を示す。 γ 相を主体に構成しているため優れた靱性を有し、しなやかさが必要とされるばね用途に適した素材である。

また γ 相が非磁性であることを利用して、冷間圧延による強化時に磁性を有する α' 相の生成が非常に少ない安定 γ 系ステンレス鋼に強化元素としてNを添加した高強度鋼⁹⁾が非磁性ばねとして多用されている。

図5 ステンレス鋼の強度－延性バランス

SUS420J2などのM系ステンレス鋼は、 α 相組織の素材を成形加工した後、焼入れ処理によりM相として高強度化する。焼入れによりM相に変態するためには、図1のシェフラーの組織図上でM領域にある必要があり、したがってCr含有量の上限があるため、高い焼入れ強度を得られるものの十分な耐食性は得にくい。また、焼入れ後の靱性が求められる場合には焼戻し処理が必要である。さらに高強度化のために添加しているCの一部が、熱処理過程でCr炭化物として析出するため、固溶Crが減少し耐食性が低下する場合がある。

そこでC含有量を低減することで焼入れ時に一部フェライト相が残留する組織としたSUS410Lをベースとした鋼では、焼入れままで靱性と耐食性が得られ、主にオートバイ用のディスクブレーキ用材¹⁰⁾に使用されている。また、C、N含有量を低減した析出硬化型M系ステンレス鋼¹¹⁾は、比較的軟質な状態で加工した後、400～500℃で時効処理することで高強度化が可能な素材であり、強度、靱性および耐食性が求められる小型部品に採用されている。

SUS301は優れた特性を示すものの、主要原料であるNiの高騰によりコスト面で適用が厳しい用途も見受けられる。そこで α 系ステンレス鋼にNiを1～2mass%添加し、 α 相中に強度の高いM相を分散させ高強度化を図ったコストパフォーマンスに優れた α -M二相系ステンレス鋼¹²⁾が開発された。SUS301転位強化材に比べて延性は低下するものの、要求される加工性が比較的緩やかな用途では、本鋼の採用事例が増加している。

4 使用上の注意ポイント

4・1 プレス成形加工性

SUS430に代表される α 系ステンレス鋼板とSUS304に代表される γ 系ステンレス鋼板を比較するとプレス成形加工性が大きく異なる。ここではこの2つの鋼種の成形性に及ぼす元素の影響と、素材特性に起因する加工上の問題点について触れる。

図6¹³⁾には、種々の α 系および γ 系ステンレス鋼の加工硬化指数(n値)、ランクフォード値(r値)を示す。

図6 ステンレス鋼のn値とr値¹³⁾

b.c.c.結晶構造を有する α 系ステンレス鋼ではn値がほぼ一定であるのに対し、r値が大きく変化している。一方、f.c.c.結晶構造を有する γ 系ステンレス鋼では、r値はほぼ一定で、n値が大きく変化している。これは、物理的、機械的性質を支配する結晶構造の差異に起因する。よって成形性の向上に対する方策も異なる。すなわち α 系ステンレス鋼は、普通鋼と同様、集合組織制御に基づくr値の向上、 γ 系ステンレス鋼では成分調整による使用目的に応じたn値の制御により、成形性の改善、向上が図られてきた。

4・1・1 α 系ステンレス鋼板 α 系ステンレス鋼板では目的に応じて各種置換型元素が添加されることから、軟鋼に比べて強度が上昇し、延性が低下することは避けられない。耐力は合金元素量の増加とともに直線的に上昇し、Feとの原子径の差が大きいP、Ti、Siによる固溶強化が大きい。¹⁴⁾また、張出し性の指標となるn値は、元素添加量の増加とともに低下する。¹⁴⁾すなわち α 系ステンレス鋼の延性向上は、成分的にはいかに目的外の元素を低減し、高純度化することが唯一の方策であり、n値の向上には限界がある。

一方、SUS430冷延鋼板のr値は約1であり、深絞り性が優れているとはいえない。C、Nを低減し、Ti、Nbを添加したSUS430LXなどの α 単相組織鋼では、冷間圧延率など製造条件の適正化と組み合わせた集合組織制御¹⁵⁾に基づいてr値を高めて深絞り性が向上する。¹⁶⁾図1に示したシェフラーの組織図において、Ni当量が低く、Cr当量が14を超えるフェライト(F)領域の組成が該当する。ただし、耐食性を高めるため添加元素を増やすと、延性の低下や硬質化を招くため、プレス成形加工性は低下する。たとえば高耐食性を有するSUS445J1やSUS445J2の成形性が必ずしも優れていないのは、耐食性向上のためにCr含有量を高めていること、さらにMoを含有することによる。

フェライト系ステンレス鋼の課題として、リジングが挙げられる。リジングはプレス成形などにより鋼板に引張変形が加わると圧延方向に平行に生じる表面起伏で、著しい場合には冷間圧延のままや冷延焼鈍後の調質圧延

後にも観察される場合がある。リジンは、 α 系ステンレス鋼板の成形性そのものを支配する基本的要因ではないが、成形品の美観を損なったり、研磨負荷の増大を招くなど実用上の問題である。その発生原因については、これまでにいくつかの機構が考えられているが、¹⁷⁾ 鑄造組織や熱延板組織に由来する変形挙動の異なる単位領域が冷延焼鈍後においても存在することが主な原因と考えられている。したがってこの単位領域を粉碎、微細化することによりリジンの改善が可能であり、この観点から各種のリジン改善方法が提案された。¹⁸⁾ いずれのリジン対策も製造工程が増え、コストアップを招くため、必要性和経済性を勘案した仕様検討が必要である。

4・1・2 γ 系ステンレス鋼板 γ 系ステンレス鋼板は、f.c.c. 構造を有し、積層欠陥エネルギー (SFE : Stacking Fault Energy) が低いために、変形の初期から主すべり系のほか二次すべり系も活動する。よって高い加工硬化と延性を有するとともに、 r 値はおよそ 1 を示す。各種ステンレス鋼板の引張りにおける応力ひずみ曲線に及ぼす含有成分と組織の影響を図 7 に示す。¹⁹⁾ α 系ステンレス鋼板の加工硬化は低く、さらに制御することが困難なのに対し、 γ 系ステンレス鋼板では配合成分により加工硬化特性を変えることが可能である。耐力などベースとなる変形抵抗に対しては強化元素である C, N や Si などの影響が大きい。また γ 相の加工硬化には SFE が影響し、これを高める Ni や Cu の添加により加工硬化が抑制される。さらに、加工誘起マルテンサイト (α') 相変態に基づく加工誘起変態塑性 (TRIP : Transformation Induced Plasticity) により加工硬化が大きくなる。

SUS304 や SUS301 は常温で加工されると、オーステナイト (γ) 相の一部が α' 相に変態する。図 1 において A-M 領域に属し、焼鈍状態では γ 相組織であるが、加工によりエネルギーを与えられることで M 相に変態する。すなわち、常温では γ 相が準安定な状態にあるため、準安定 γ 系ステンレス鋼と呼ばれている。

この加工誘起変態により発現する延性が TRIP と呼ばれる。TRIP は、加工・変形中に α' 相が刻々生成し、その部分の加工硬化が大きくなってネッキングが抑制され、大きな均一伸びが得られる現象である。 γ 相から α' 相への変態のし易さは、構成元素量によりほぼ決まることから、成分回帰式による検討がなされてきた。^{20)~22)} 現在、

比較的多く用いられているのが式 (1)²³⁾ である。これは Angel らの Md30²⁴⁾ をもとに、各種元素の見直しと結晶粒度の寄与を実験した野原らの式である。

$$\text{Md30 (}^\circ\text{C)} = 551 - 462 (\text{C} + \text{N}) - 9.2\text{Si} - 8.1\text{Mn} - 13.7\text{Cr} - 29 (\text{Ni} + \text{Cu}) - 18.5\text{Mo} - 68\text{Nb} - 1.42 (\nu - 1) \quad (1)$$

ここで、元素の単位 : mass%

ν : ASTM 粒度番号

Md30 は真ひずみ 0.30 の引張変形を与えた時、組織の 50% が α' 相となる温度を示す。延性が最大になる Md30 値が存在する²⁵⁾ ことから、SUS301 (17Cr-7.5Ni) をベースとして、C, N 含有量を低減し軟質化を図るとともに、低下する安定度を Mn, Cu により調整し Md30 値の適正化を図った張出し性、複合成形性に優れた鋼板が開発され、²⁶⁾ SUS304J1 として JIS 化されている。

SUS304 に対して SUS316 など添加元素の多い鋼を使用すると多段プレス成形性が向上することが経験的に知られている。耐食性や耐熱性向上のために Cr, Ni や Mo など添加した結果、式 (1) の値が低くなるため、プレス加工により α' 変態がし難く、加工硬化が抑制されるためである。このような γ 安定鋼において、Cr, Mn, Si, N の低減と Ni および Cu の添加により SFE を高めて^{27), 28)} γ 相自身の加工硬化を抑制し、さらに Ni および Cu による固溶軟化を利用することにより、極軟質 γ 系ステンレス鋼が開発²⁹⁾ されている。多段プレスによる超深絞り加工など二次加工性に優れた素材である。

SUS304J1 の優れた延性と SUS305 系極軟質鋼の優れた二次加工性を兼ね備えた軟質低加工硬化型 γ 系ステンレス鋼板が開発されている。C, N の極低化と Mn, Cu の含有により、極軟質化と加工硬化の低減、省 Ni 化が図られている。本鋼板は変形所要応力が低いこと、穴拡大などの二次加工性に優れることが特徴である。^{30)~32)}

γ 系ステンレス鋼板は高加工性を有するが、その加工度が限界を超えると時期割れと呼ばれる遅れ破壊が生ずる場合がある。時期割れは、深絞り加工後数分から、長いものでは数ヶ月後に絞り方向に発生する。時期割れ発生の材料因子としてはオーステナイト安定度 (α' 量と強度)、C および N 量、鋼中水素などが、加工因子としては成形品の残留応力、潤滑油中成分などが挙げられている。³³⁾ オーステナイト相が不安定な鋼ほど時期割れが生じやすく、同じ γ 安定度でも成分の違いにより時期割れの挙動が異なる。³⁴⁾ 極軟質 γ 系ステンレス鋼²⁹⁾ は成形後の α' 生成量が少なく、かつ γ 相の加工硬化が低いと、SUS304J1 では成形後に生成する α' 相の C, N 含有量が低く脆化が抑制される³⁵⁾ ため、それぞれ耐時期割れ性が向上する。時期割れ発生要因である成型品に生成する引張の残留応力は、深絞り後のしごき加工により低減される。³⁶⁾

4・2 溶接性

溶接に際しては、適正な溶接法、溶接芯線等の選定が必要であるが、これらの選定にあたっては、ステンレス鋼の冶金的性質を考慮することが必要不可欠である。ここでは表 2³⁷⁾ に示すように、材料特性から見たマルテンサイト (M) 系、 α 系および γ 系ステンレス鋼の溶接性について述べる。

図7 各種ステンレス鋼の応力-ひずみ曲線 (模式図)

表2 ステンレス鋼の溶接性

	マルテンサイト系	フェライト系	オーステナイト系
自硬性	あり	なし	なし
組織変化	溶接により結晶粒粗大化	475℃脆性 σ脆性	やや粗大化
電気比抵抗	炭素鋼の約4倍		炭素鋼の約5倍
熱伝導率	炭素鋼の1/2以下		炭素鋼の1/3以下
熱膨張係数	炭素鋼に同じ		炭素鋼の約1.5倍
磁性	あり		なし

M系ステンレス鋼は800～850℃に変態点があり、通常の溶接冷却速度では溶着部および変態点以上に加熱された熱影響部が硬化する。また溶接部近傍の残留応力の影響もあり、溶接割れを起こしやすい。よって硬化部の軟質化、靱性改善、残留応力除去の目的で通常700～800℃で溶接後熱処理が行われる。

12CrベースのM系ステンレス鋼では、(C+N)量を0.04%以下にすることで割れが防止できる。^{38), 39)}これは熱影響部の靱性改善によるもので、低(C+N)化によりマルテンサイトがラス状から延性に富むマッシュマルテンサイトに変化するためであると考えられている。⁴⁰⁾また溶接熱影響部におけるマルテンサイト量の増加にともない靱性は向上する。以上の観点から、オーステナイト生成元素であるNi, Mn含有量を高めて、溶接熱影響部でのマルテンサイト相比を高めた低(C+N)-12CrM系ステンレス鋼が開発されている。^{41), 42)}

α系ステンレス鋼は、溶接により900℃以上に加熱されると、熱影響部で結晶粒の粗大化が起り、靱性が低下して冷却割れが起しやすくなる。粗大化した結晶粒を、後熱処理により微細化することは困難である。M系ステンレス鋼と同様に、成分的には、低(C+N)化により溶接部の靱性が改善される。NbまたはTiを添加して、C, Nの固定と結晶粒の微細化作用により、溶接部の靱性が改善される。⁴¹⁾したがって、加工用材料として紹介したSUS430LXなどが適している。また475℃付近で長時間加熱されると靱性が低下(475℃脆化)するが、600℃以上で短時間加熱することにより、靱性を回復することができる。

γ系ステンレス鋼の場合は、溶接時の高温割れが問題となる。図1に示したシェフラーの組織図のA+F領域において、およそ3～10%のδ-フェライト量を生成する場合に割れが最小となる。⁴²⁾これは溶接割れの原因である粒界へのP, S等をδ-フェライト中へ吸収することにより抑制する効果、δ-フェライト自身の熱膨張係数が小さいことによる収縮量の抑制などに因る。γ系ステンレス鋼の溶接に関わるもう一つの問題として、500～800℃に長時間加熱される領域の粒界にCr炭化物が析出し(鋭敏化)、粒界の耐食性が劣化する場合がある。この防止には、C含有量

の少ないSUS304Lや、Nbにより炭化物の安定化を図ったSUS347等が適している。

4・3 切削加工性

ステンレス鋼は全般的に切削性が劣る。中でもγ系ステンレス鋼は、熱伝導率が低いこと、延性が高いこと、加工硬化が大きいこと、凝着しやすいことにより切削性がとくに劣る。⁴³⁾

一方、工作機械の自動化、省力化にともない、ステンレス鋼においても切削性が要求され、開発が進展してきた。快削鋼は加工能率の向上、工具の長寿命化、切りくず破砕性の改善、仕上面粗さの向上などを通して切削加工コストを低減する目的で使用される。一般に切削性向上のために添加される元素は、鋼の熱間加工性を劣化させるものが多く、熱間加工性の改善技術によって実用化が可能となった。

ステンレス鋼では、普通鋼ベースの快削鋼と同様に、S, Se, Pb, Teなどの快削元素を添加して、これを含む介在物による母材の脆化と応力集中により、切削変形部分での材料の延性を低減し、切り屑間の摩擦を減少させることで切削性の改善がなされる。表3に示すように、S, Se, Pbを含むステンレス鋼棒、線材がJISに規格化されている。

ステンレス快削鋼は、通常のステンレス鋼に比べて、伸び、絞り、衝撃値の低下は避けられない。とくにS快削鋼は機械的性質の異方性や耐食性が劣る。Pb快削鋼は両特性に優れるが、環境対応の観点から好ましくない。そこでS系快削鋼はベース鋼に異方性の改善⁴⁴⁾や耐食性の改良開発⁴⁵⁾が進められ、最近ではTi, CおよびSの三元系介在物を微細に分散させることで異方性と耐食性に優れるステンレス鋼⁴⁶⁾や、快削元素としてBNを分散させた耐食性に優れるステンレス鋼⁴⁷⁾の開発が報告されている。

5 結 言

SUS430とSUS304の成形性の違いから理解されるようにステンレス鋼の材料特性は多様であり、耐熱性の向上を図れば加工性が低下するなど相反することが多い。目的の特性のみならず、利用上必要な特性も満たす材料をいかに選択するかがポイントとなる。材料選定の際には、金属組織と各特性の関係をベースに検討することが指針になるものと考ええる。

表3 ステンレス快削鋼(棒、線材)のJIS規格

	記号	化学成分 (mass%)								
		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	その他
M系	SUS410F1	≦0.15	≦1.00	≦1.00	≦0.040	≦0.030	(1)	11.50 -13.50	-	Pb: 0.05-0.30
	SUS416	≦0.15	≦1.00	≦1.25	≦0.060	≧0.15	(1)	12.00 -14.00	(2)	-
	SUS420F	0.26 -0.40	≦1.00	≦1.25	≦0.060	≧0.15	(1)	12.00 -14.00	(2)	-
	SUS420F2	0.26 -0.40	≦1.00	≦1.00	≦0.040	≦0.030	(1)	12.00 -14.00	-	Pb: 0.05-0.30
α系	SUS430F	≦0.12	≦1.00	≦1.25	≦0.060	≧0.15	-	16.00 -18.00	(2)	-
γ系	SUS303	≦0.15	≦1.00	≦2.00	≦0.20	≧0.15	8.00 -10.00	17.00 -19.00	(2)	-
	SUS303Se	≦0.15	≦1.00	≦2.00	≦0.20	≦0.060	8.00 -10.00	17.00 -19.00	-	Se: ≧0.15

(1) Niは0.60%以下を含有しても差し支えない (2) Moは0.60%以下を添加することができる

(1)Niは0.60%以下を含有しても差し支えない。(2)Moは0.60%以下を添加することができる。

参 考 文 献

- 1) A. L. Schaeffler, "Constitution Diagram for Stainless Steel Weld Metal", *Metal Prog.*, 56, p.789 (1949).
- 2) H. Kajimura, "Application of Heat Resistant Stainless Steels to Exhaust Components of Automobile", *Ferrum*, 11, pp.67-73 (2006).
- 3) M. Oku, "Thermal Fatigue Properties and High Temperature Properties of Ferritic Stainless Steels", *Nisshin-steel Tech. Rep.*, No.66, pp.37-4 (1992).
- 4) M. Oku, Y. Fujimura and T. Nagoya, "Effect of Test Temperature on Thermal Fatigue Properties of Ferritic Stainless Steels", *Current advances in materials and processes report of the ISIJ meeting*, No.13, p.1173 (2000).
- 5) M. Oku, S. Nakamura and N. Hiramatsu, "Development of "NSSHR-1" Heat-Resistant 14Cr Ferritic Stainless Steel", *Nisshin-steel Tech. Rev.*, No.74, pp.26-36 (1996).
- 6) M. Oku, S. Nakamura and Y. Uematsu, "Development of Heat-Resistant Ferritic Stainless Steel, NSSEM-2", *Nisshin-steel Tech. Rev.*, No.71, pp.65-75 (1995).
- 7) S. Tomita and M. Oku, "Development of Cu Bearing Ferritic Stainless Steel, NSSEM-C", *Nisshin-steel Tech. Rev.*, No.90, pp.30-39 (2009).
- 8) Y. Nishida and M. Oku, "Effect of Salt Composition on Corrosion Behavior with Molten Salts for Si and Mo Added Austenitic Stainless Steel : Corrosion Resistance of Stainless Steels in Waste Incineration Environment -5", *Current advances in materials and processes : report of the ISIJ meeting* 17, p.1397 (2004).
- 9) T. Takemoto, "High Strength Nonmagnetic Stainless Steel NSS304N, NSS305M3, NSSNM-1", *Nisshin-steel Tech. Rep.*, No.56, pp.72-79 (1987).
- 10) M. Nishimura, R. Satoh and S. Iizumi, "On Some Properties of 13Cr Stainless Steel for Motorcycle Disc Brake Plate", *Nisshin-steel Tech. Rep.*, 50, pp.84-95 (1984).
- 11) K. Hoshino, S. Hirotsu and M. Nishimura, "Marutensaito-kei sekisyutsu koukakou NSS15-7PH", *Bulletin of the Japan Institute of Metals*, No.20, pp.408-410 (1981).
- 12) K. Miyakusu, T. Igawa and H. Fujimoto, "NSS431DP-2 High-Strength Dual-Phase Stainless Steel", *Nisshin-steel Tech. Rev.*, No.74, pp.77-84 (1996).
- 13) Y. Shimada, "Sutenresu kouhan", *Press Forming Tech.* No.31, Vol.5, p.47 (1993).
- 14) K. Miyakusu, Y. Uematsu and K. Hoshino, "Effect of Alloying on Strain Hardening Exponent of Ferritic Stainless Steel", *Trans.ISIJ*, 26, p.228 (1986).
- 15) Y. Sawaya, K. Shimizu, M. Ymanaka and M. Miyoshi, "The γ Values and Recrystallized Textures of Ti Stabilized Low C, N-17%Cr Stainless Steel Sheets", *Tetsu-to-Hagane*, 63, p.843 (1977).
- 16) K. Hoshino, H. Kanazashi, K. Sawashige and M. Fujii, "Characteristics of Deep-Drawing Ferritic Stainless Steel NSS430M2", *Nisshin-steel Tech. Rev.*, No.35, p.101 (1976).
- 17) S. Hara, K. Oota, Z. Ueda, N. Takahashi and H. Nakajima, "SUS430 no kakousei ni oyobosu reikan-atsuen roll kei no eikyou", *Tetsu-to-Hagane*, s1378, p.69 (1983).
- 18) M. Hasegawa, S. Maruhashi, Y. Muranaka, N. Hoshi and M. Kinugasa, "Refining of the Solidification Structure of Continuously Cast 18%Cr Stainless Steel by Electromagnetic Stirring", *Tetsu-to-Hagane*, 67, p.1354 (1981).
- 19) S. Suzuki, "Characteristics and Formability of Stainless Steel Sheet", *Journal of the JSTP*, 46, pp.200-205 (2005).
- 20) C. B. Post and W. S. Eberly : *Trans. ASM*, 39, p.868 (1947).
- 21) T. Hirayama and M. Ogirima, "Influence of Chemical Composition on Martensitic Transformation in Fe-Cr-Ni Stainless Steel", *Journal of the Japan Institute of Metals*, 34, p.507 (1970).
- 22) G. H. Eichenman and F. C. Hull, "The Effect of Composition on The Temperature of Spontaneous Transfrmation of Austenite to Martensite in 18-8-Type Stainless Steel", *Trans. ASM*, 43, p.77 (1953).
- 23) K. Nohara, H. Ono and N. Oohashi, "Composition and Grain Size Dependencies of Strain-induced Martensitic Transformation in Metastable Austenitic Stainless Steels", *Tetsu-to-Hagane*, 63, pp.772-782 (1977).
- 24) T. Angel, "Fomation of Martensite in Austenitic Stainless Steels", *J. Iron and Inst.*, 177, p.165 (1954).
- 25) N. Ito, M. Ogaya, K. Yokoyama and N. Ishiyama, "Effect of Chemical Composition on the Press Formability and the Sensitivity to Season Cracking of Metastable Austenitic Stainless Steel", *Nippon Stainless Technical Report*, No.13, p.1 (1977).
- 26) K. Hoshino and T. Igawa, "The Austenitic Stainless Steel NSS304M2 for Deep-drawing", *Nisshin Steel Technical Report*, No.34, p.72 (1976).
- 27) K. J. Irvine, D. T. Llewellyn and F. B. Pickering, "High-strength austenitic stainless steels", *JISI*, 199, p.356 (1961).
- 28) N. Ohkubo, K. Miyakusu, Y. Uematsu and H. Kimura, "Effect of Alloying Elements on the Mechanical Properties of the Stable Austenitic Stainless Steel", *ISIJ International*, 34, pp.764-772 (1994).
- 29) N. Ohkubo and K. Miyakusu, "Extra-Soft Austenitic Stainless Steel, NSS305S", *Nisshin Steel Technical Report*, No.69, p.129 (1994).
- 30) S. Suzuki, H. Tanaka and K. Miyakusu, "NSS304ES Soft Austenitic Stainless Steel", *Nisshin-steel Tech. Rev.*, No.80, pp.23-31 (2000).
- 31) S. Suzuki, H. Tanaka and K. Miyakusu, "Effects of Alloying Elements of Metastable Austinitic Stainless Steel on Decreasing in Solid Solution Hardening and Work Hardening", *CAMP-ISIJ*, 12, p.1187 (1999).
- 32) S. Suzuki, H. Tanaka and K. Miyakusu, "Effect of γ -Stability and Mechanical Properties of Austenitic Stainless Steel on Stretch Franging", *CAMP-ISIJ*, 13, p.552 (2000).
- 33) Japanese Stainless Steel Association : *Stainless Binrann*, 925 (1995) Nikkann Kougyou shinnbun.
- 34) H. Sumitomo, "Earing and Delayed Cracking of Deep-Drawn Cup of Austenitic Stainless Steels", *Proc. 2nd Int. Conf. on Technology of Plasticity*, p.1289 (1987).

- 35) K. Hoshino : Tetsu-to-Hagane, "Effect of Chemical Composition on Season Cracking of Metastable Austenitic Stainless Steel", 63, pp.659-667 (1977).
- 36) S. Kataoka and K. Sugano, "Shibori-kakou shita 18-8 sutenresukou no jikiware ni oyobosu shigoki-kakou no eikyou", Toukyo Metropolitan Industrial Technology Research Institute Report, 16, pp.21-24 (1987).
- 37) Stainless Yousetu sekou kijyun : Japanese Stainless Steel Association, p.9 (1979) Tanakasyoubidou.
- 38) H. Abo, T. Okazaki, I. Kimura, H. Yamamoto and T. Muta, "Kou-yousetsusei tei-kuromu sutenresu-kou", Seitetsu Kenkyu, 292, p.21 (1977).
- 39) K. Yoshioka, H. Ono, M. Kobayashi, R. Hasegawa and Y. Yoshimoto, "Weldable Martensitic Steel, RIVER LITE 410 DH, for Structural Use", Kawasaki Steel Giho, 12, p.367 (1980).
- 40) R. F. Dacker, C. J. Navak and T. W. Landig, "Development and Projected Trends in Maraging Steels", J. Metals, Vol.19, Nov. p.60 (1967).
- 41) S. Iwaoka, H. Kaito, T. Ohtani, N. Ohashi, M. Takeda and N. Kinoshita, "Development of Modified VOD Process for Making Ultra-Low Interstitial Ferritic Stainless Steels", Stainless Steel '77 edited by Robert. Q. Barr, p.139.
- 42) V. Kujanpaa, N. Suutala and T. Moisio, "Correlation between solidification cracking and microstructure in austenitic-ferritic stainless welds", Welding Research International, Vol.9, No.2, pp.55-76 (1979).
- 43) T. Araki and S. Yamamoto, "Hisakusei (Kikai Sekkeishya no tameno kikaizairyuu Handobukku -Sutenresukou no tokusei)", Kinzoku zairyuu, Vol.17, 10, p.92 (1977).
- 44) T. Syouyama and S. Inagaki, "Effect of the Chemical Composition of Austenitic Free-Cutting Stainless Steels on the Corrosion Resistance of those Steels (1st, Rep.)", Electric Furnace Steel, Vol.38, No.5, p.283 (1967).
- 45) K. Ono, M. Ynagida, T. Kawano and N. Shibata, "Development of Leaded Free-Machining Austenitic Stainless Steel", Electric Furnace Steel, Vol.54, No.4, p.265 (1983).
- 46) T. Shimizu, "Namari-furii Kaisakukou TICS", Tokusyukou, 50, p.47 (2001).
- 47) K. Sakuratani, S. Yamamoto and K. Tsuzaki, "Free Cutting Stainless Steel Containing h-BN without Lead Addition", Materia Japan, 46, pp.689-691 (2007).