

ステンレス鋼活用の基礎知識：歴史，特性，耐食性 ： 2. ステンレス鋼の加工と溶接

古君， 修
九州大学工学研究院材料工学部門

江藤， 敏泰
九州大学工学府物質プロセス工学専攻

伊藤， 雅俊
九州大学工学府物質プロセス工学専攻

<https://hdl.handle.net/2324/25735>

出版情報：材料. 60 (8), pp.771-776, 2011-08. 日本材料学会
バージョン：
権利関係：(C) 2011 日本材料学会

連載講座テーマ

2. ステンレス鋼の加工と溶接

古君修* 江藤敏泰** 伊藤雅俊**

Theme of Serial Lecture

II: Formability and Weldability of Stainless Steels

Kyushu University, Japan

by

Osamu FURUKIMI*, Toshiyasu ETO** and Masatoshi ITO**

Key words: Stainless steel, Press, Formability, Weldability

1 緒 言

ステンレス鋼生産量の近年の大きな伸びの要因として、鋼板の加工性向上と最終形状に加工する技術の進歩が挙げられる¹⁾。加工性と言っても、その範疇は極めて広い。スラブを板に圧延する一次加工、板を最終製品の形状にする二次加工では、同じ塑性加工でも対象とする加工性が異なる。また、再結晶温度以下で行われる加工は冷間加工、再結晶温度以上で行われる加工は熱間加工と称される。温間加工とは、常温以上で再結晶温度以下の加工を意味する。冷間と熱間あるいは温間加工性では、組織学的支配因子は異なる。加工性全般については塑性加工に関する教科書を参照して頂くとして、本講座の加工の項では最近自動車を始め多くの業界から注目を集めている、ステンレス鋼板のプレス成形性に絞って解説することとする。

ステンレス鋼板に限らず、高強度鋼板の成形性向上に関する研究には、最近、目覚ましい進歩が認められる²⁾。この背景として、部品の軽量化を材料の強度増加による板厚減少で達成しようとする、材料ユーザーの強い要望が挙げられる。材料の強度増加とともに低下する加工性を改善することは、材料の研究者にとって重要な課題となってきた。その結果、フェライト-ベイナイト2相組織からなるDP (Dual Phase)鋼板³⁾、オーステナイト相のマルテンサイトへのひずみ誘起変態を活用したTRIP (Transformation Induced Plasticity)鋼板⁴⁾が製品化され、最近ではMnを20%以上添加して双晶変形を生じさせることで伸びの向上を図ったTWIP鋼板⁵⁾、ステンレス鋼の分野では高N-高Mn⁶⁾鋼板が研究開発された。

一方、材料の加工性向上と並行して、液圧バルジ加工、温間プレス、ダイクエンチなどの加工あるいは部品製造技術も進歩を重ねてきた。高強度鋼板、ステンレス鋼板などの難加工材料を加工するためには、材料開発とその加工技術が一体化する必要がある、コンカレントエンジニアリングがもっとも効果を発揮する分野である。

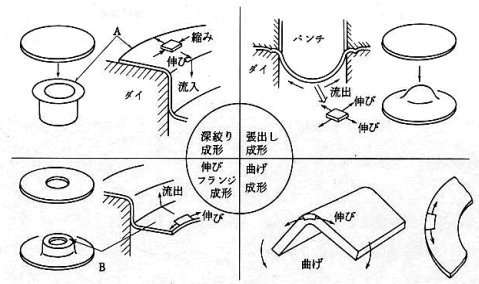
溶接についても同様であり、材料の溶接割れと溶接部の破壊特性向上について、材料の組成の適正化と溶接技術のコンカレントエンジニアリングが重要となる。溶接

施工では材料は融点まで加熱されるため、母材の細粒化などの組織制御は溶接部の割れ、破壊特性向上には効果がなく、これらの特性は概ね材料と溶接金属の組成および溶接条件で決まる。したがって、Cr, Niを多量に含有するステンレス鋼板の溶接に関しては、低合金鋼板とは異なった留意点がある。溶接の項では、溶接割れ、溶接部塑性および溶接部耐食性の点からステンレス鋼板の特徴を述べる。

2 プレス成形性

2.1 プレス成形性の分類

薄鋼板のプレス成形性は、1960年以後、深絞り、曲げ、張出しおよび伸びフランジの4種類のモードに分類されている⁷⁾。図1には、各モードの材料変形の特徴を示す⁸⁾。当然のことながら、これらのモードを支配する組織学的因子は異なるとともに、加工割れを起こすひずみ範囲も違ってくる。プレス成形される場合、一般には、これらの4種類のモードが混在しており、プレス割れした場合、その部位のモードを明らかにした上で、割れを起こさない適切な材料を選択しなければならない。

図1 プレス成形の分類と材料変形の特徴⁸⁾

2.2 プレス成形性の評価

材料の研究開発では、一般に2段階でプレス成形性を評価する。まず、引張試験などの材料評価試験から求められる降伏強さ、引張強さ、伸び、 n 値、 r 値などからプレス成形性を見積もる。つぎに、実際のプレス成形を模擬したエ

+ 原稿受理 平成 22 年 12 月 13 日 Received

* 九州大学工学研究院材料工学部門 〒819-0395 福岡市西区元岡744, Dept. of Materials Science and Eng., Kyushu Univ., Nishi-ku, Fukuoka, 819-0395

** 九州大学工学府物質プロセス工学専攻 〒819-0395 福岡市西区元岡744, Dept. of Chemical Systems and Eng., Kyushu Univ., Nishi-ku, Fukuoka, 819-0395

リクセン試験,コニカルカップ試験などの基本形状成形試験で成形性を評価する.そして,最終的に対象部品に適切と判断された材料で,実際の金型により破断不良率などを調べプレス条件の決定となる.これらのフローを図2にまとめる⁹⁾.

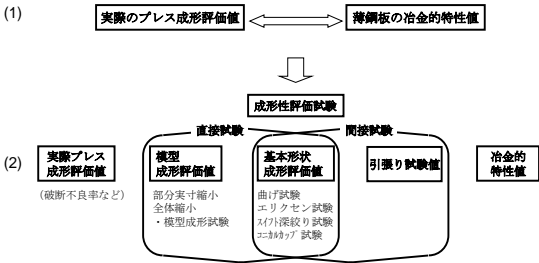


図2 成形技術と材料技術との対応における材料評価試験⁹⁾

材料研究者にとって重要な点は,図1に示したプレス加工のモードと材料特性の関係を明確にすることである.この相関性と対象となる部品の成形モードがわかれば,適切な材料の選定あるいは材料開発の指針が確定する.

各プレス成形モードと材料特性との関係を,表1にまとめる(参考文献¹⁰⁾からの抜粋).図中には,最近の材料高強度化に伴い問題となってきた,スプリングバックなどの寸法精度に関する相関関係も示す.なお,この表は従来の実験結果を現象的にまとめたものであり,今後,さらに研究の余地が多く残されていることを付け加えておく.

表1 プレス成形モード別の材料特性支配因子¹⁰⁾
影響度大(◎-△)

成形性 機械的性質	成形性				
	深絞り性	張出性	伸び フランジ性	曲げ性	寸法 精度
降伏点:YP					◎
引張強さ:TS		△	△	△	○
全伸び:Elt		◎	○	○	
n値	○	○	△	△	○
r値	◎	△	○		
極限変形能			◎	◎	

さらに,表1で示した材料特性値と基本形状成形試験で求められる評価値との対応を明確にすることが重要となる.一例として,r値と基本形状成形試験であるスイフト試験で求めたLDR(Limiting Drawing Ratio:限界絞り比)の関係を図3に示す¹¹⁾.平均r値(圧延方向に対し,45°および90°方向で試験片を採取したときの平均値)とLDRには良い直線関係が認められる.

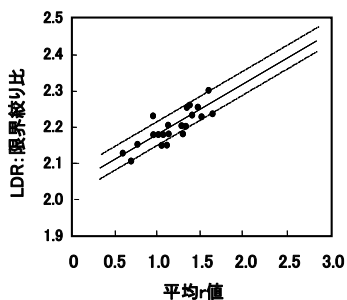


図3 軟鋼板のLDRとr値の関係¹¹⁾

その他,エリクセン値とn値も良く対応することが新美らの研究で明らかにされている¹²⁾.一方,伸びフランジ性と局部伸びの関係は,LDRとr値およびエリクセン値とn値ほど明確な関係は認められていない.今後,さらに詳細なる研究が必要である.

2.3 プレス成形性と摺動性

材料のプレス成形性は,表1に示したようにその機械的特性に支配されるが,その他に,材料表面の摺動性,すなわち摩擦係数にも依存する.LDRと摩擦係数の関係を,材料特性であるr値をパラメータとして整理した飯塚らの実験結果を図4に示す¹³⁾.実験材料は,軟鋼板である.同じr値の材料で比較すると,摩擦係数の低減に従いLDRで評価した深絞り成形性が高くなる.この実験結果は,材料特性のr値向上と摩擦係数の低減は,独立して深絞り成形性を高める効果を有することを示す.これらの二つの方策の適切な組み合わせを,それぞれの部品で検討するべきであろう.

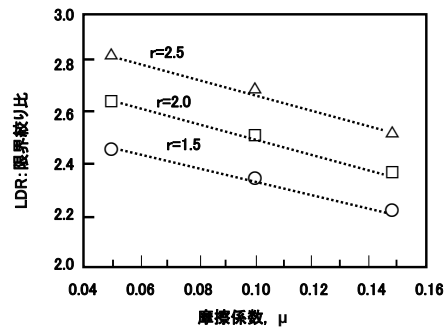


図4 LDRに及ぼすr値と摩擦係数の関係¹³⁾

潤滑油が一定の場合,鋼板の摩擦係数は表面硬さ,表面形状および表面の酸化被膜に影響される.Crが添加されているステンレス鋼板とCrが多量に添加されていない低合金鋼板などでは,表面の酸化被膜が異なる.著者らがリングオンプレート型摺動試験で測定した,ステンレス鋼板と580MPa級低合金鋼板の摩擦係数を図5に示す.Crリッチな酸化物が生成しているステンレス鋼の摩擦係数は高い.したがって,ステンレス鋼の深絞り成形性は同じr値で比較すると低いと言える.

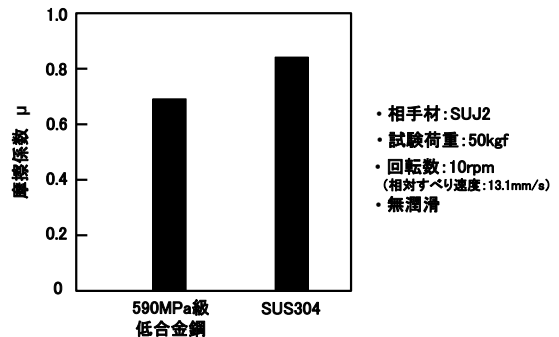


図5 ステンレス鋼板と低合金鋼板の摩擦係数

図6には,潤滑コートにより摩擦係数を低減し,フェライト系ステンレス鋼板の張出し成形性を改善した例を示すが,その効果は極めて高い¹⁴⁾.

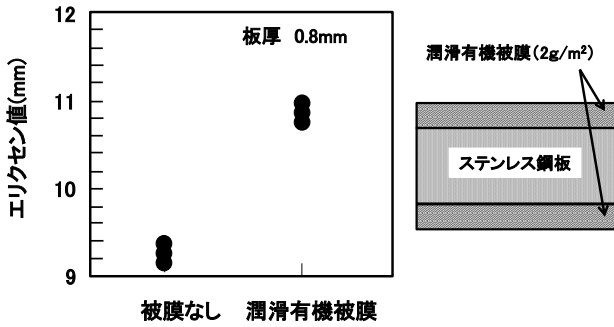


図6 エリクセン値に及ぼす潤滑コートの影響¹⁴⁾

ここまで、プレス成形性と材料特性および摩擦係数について述べてきた。次節では、ステンレス鋼板の材料特性とその支配因子について述べる。

2.4 引張試験で評価したステンレス鋼板の一般的特性

オーステナイト系およびフェライト系ステンレス鋼板のそれぞれの代表である SUS304 と SUS430 の引張試験で求めた強度、伸びおよび r 値を、表 2¹⁵⁾ に示す。表中には、SPCD 鋼板（絞り加工用鋼板）の特性も併記されている。オーステナイト系ステンレス鋼板の伸びは高いものの、その r 値は低い。フェライト系ステンレス鋼板の伸びは低い。しかし、 r 値に関しては、2.5 に述べるが、集合組織制御で改善することが可能である。なお、オーステナイト系ステンレス鋼板の伸びは、同じ強度の低合金鋼板と比較すると、顕しく高い値を示す。したがって、プレス成形性から見ると、オーステナイト系ステンレス鋼は伸びが重要な張出し成形部品に、また、フェライト系ステンレス鋼板は r 値が重要な深絞り成形部品に適用されるのが望ましい。実際、オーステナイト系ステンレス鋼の優れた張出し成形性を利用して、自動車構造部品の高強度化が達成されている。また、フェライト系ステンレス鋼板の優れた深絞り成形性を利用した、燃料タンクの開発が検討されている^{14)、16)}。

表 2 ステンレス鋼板（板厚 0.8mm）の機械的特性例¹⁵⁾

素材	耐力 /N・mm ²	引張強さ /N・mm ²	伸び /%	硬さ HV	n値	r値
SUS304	280	634	61	165	0.57	
SUS430	344	514	29	163	0.20	
SPCD	190	310	45	110	0.22	

2.5 ステンレス鋼の伸び向上

前項で述べたように、オーステナイト系ステンレス鋼板の伸びは高い。したがって、伸び向上の研究はフェライト系ステンレス鋼のほうが重要となる。一般的に行われている伸び向上技術は、低合金鋼と同じく高純度化である。C、N をそれぞれ 0.01% 以下に低減した 17%Cr フェライト系ステンレス鋼板を基本材料として、Si、P、Ti 含有量を低減した時の伸びの変化を図 7 に示す¹⁷⁾。これらの

元素の低減で、伸びは約 43% 程度まで向上する。

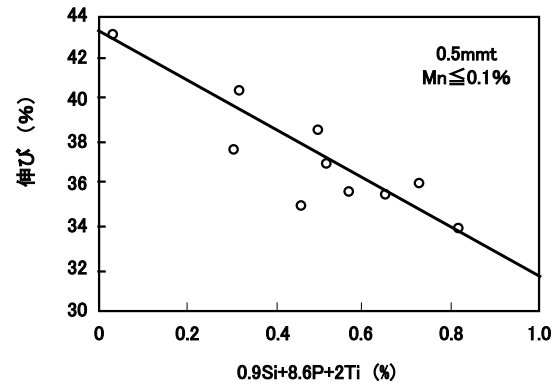


図 7 極低 C,N-17Cr 鋼の伸びと Si,P,Ti 量の関係¹⁷⁾

2.6 ステンレス鋼の r 値

軟鋼板の r 値は、圧延板面の (111) 集合組織の集積度と対応する¹⁸⁾。フェライト系ステンレス鋼板では、Cr がすべり系を抑制する効果により、 r 値と (111) 集積度の関係は軟鋼板とは異なる。Cr 量を 0~18% に変化させた材料について、 r 値と (111) 集積度の関係を調べた結果を図 8 に示す¹⁹⁾。Cr 量に従い直線関係の係数は大きくなり、フェライト系ステンレス鋼が高強度高深絞り鋼板として有望であることを示唆する結果と言える。

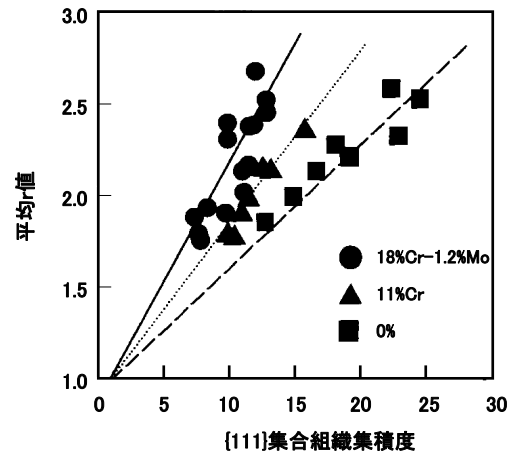


図 8 {111} 集合組織の集積度と r 値の関係に及ぼす Cr 量の影響¹⁹⁾

オーステナイト系ステンレス鋼板の r 値は、表 1 に SUS304 の例を示したように概ね 1.0 であるが、Al を添加することで深絞り性が向上するという研究が報告されている²⁰⁾。この現象は、Al を添加することで、深絞り成形によるひずみ誘起マルテンサイト量がポンチ肩部では多くなるが、フランジ部では変化せず、材料の流れ込みが Al 添加により促進されることに起因する。Al 添加は直接 r 値を向上させるわけではないが、実際の深絞り成形では効果がある例である。

また、図 9 に示すように、加工誘起マルテンサイト変態生成量とオーステナイト相自体の加工硬化を制御して積層欠陥エネルギーを $70 \text{ mJ} \cdot \text{m}^{-2}$ に最適化した鋼（図中 A）は、最適化されていない鋼（図中 B および C）に比較して、二次加工における深絞り成形性を向上できるこ

とが報告されている²¹⁾。この手法により、穴広げ成形性および二次加工における時期割れも改善される。

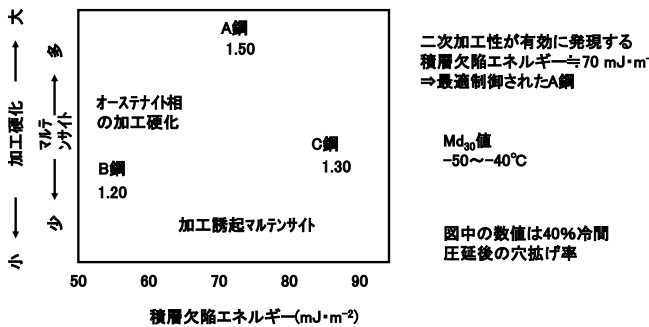


図9 二次加工性が極大化する加工誘起マルテンサイトの生成とオーステナイト自体の加工硬化の最適組み合わせ²¹⁾

2.7 ステンレス鋼のn値

フェライト系およびオーステナイト系ステンレス鋼における、n値とr値の関係を図10に示す²²⁾。フェライト系ステンレス鋼板のn値は、鋼種によらず約0.20で。それに対し、オーステナイト系ステンレス鋼板は鋼種により0.4~0.7の範囲で大きく変動する。この理由は両者の結晶構造の差異による。n値が必要なプレスモードでは、オーステナイト系ステンレス鋼板が有利である。その他、二相ステンレス鋼板では、その相比によってn値は変化

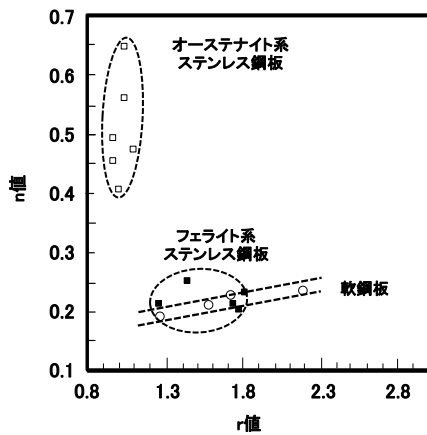


図10 ステンレス鋼板のn値とr値の分布²²⁾

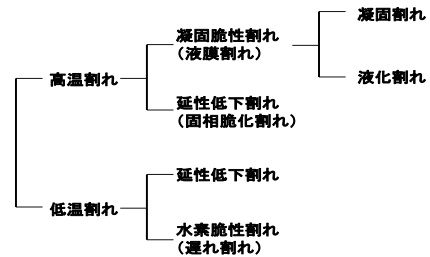
3 溶接性

溶接は材料を製品形状に作り込む最後のプロセスで、材料、板厚によって様々な溶接法が適用される。溶接は材料を融点以上に加熱し接合する技術である。したがって、溶接において問題となる1) 溶接割れ、2) 靱性低下、および3) 耐食性低下は、材料および溶接金属の組成と溶接条件で決まる組織に起因する。本解説ではこれら1)~3)について、主に組成と組織の観点から述べる。

3.1 溶接割れ

溶接割れは溶接金属および熱影響部に発生する割れであり、発生温度から高温割れと低温割れに大別できる。さらに表3に示すように細かく分類されている。この分類に従い、それぞれの溶接割れの機構について述べる。

表3 ステンレス鋼板の溶接割れの分類



①高温割れ:凝固脆性割れは、材料の凝固過程の終了期に発生する。主に結晶粒界に膜状の液層が生成する凝固脆性温度域において、凝固収縮や熱収縮によるひずみが必要となる。割れは凝固粒界で発生し、それに沿って伝播するので、デンドライト状破面となる。凝固脆性割れを起こす温度域つまり凝固脆性温度域が広いほど、割れ感受性は大きくなる。P、SおよびB等は微量添加でも材料の融点を大幅に低下させるため、凝固脆性温度域を増加させ、割れ感受性を大きくする。これらの微量元素の影響は、ステンレス鋼板に限らず他の鋼材でも同様である。一方、低合金鋼板では高温で生成されるδフェライトは冷却時に変態するが、ステンレス鋼板ではδフェライトが残存し、その量はシェフラーの組織図から読み取れる。オーステナイト系ステンレス鋼板では、図11²³⁾に示すように、このδフェライトを約5~20%室温で残留させ、凝固割れを抑制している。

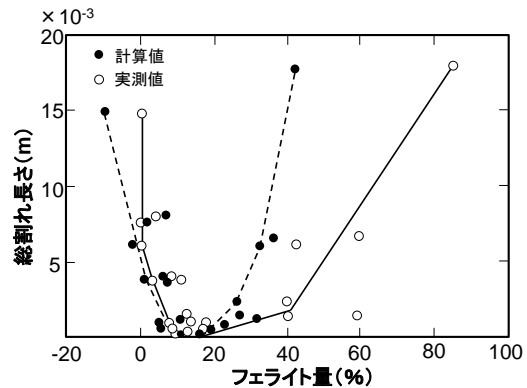


図11 バレストレイン試験による総割れ長さに及ぼすステンレス鋼板中のδフェライト量の影響²³⁾

オーステナイト系ステンレス鋼板を多層溶接する際に、2パス以後の熱影響により溶接金属中に微細な割れが発生する場合があります。延性低下割れ(マイクロフィッシャー)と呼ばれている。多層溶接では、次層のビードの熱影響により、先行ビードの溶接金属でδフェライトがオーステナイトに変態する領域が生じる。この領域では、δフェライトの変態に伴い、排出されたP、S、Siなどの不純物元素がδ/γ粒界に偏析し粒界脆化が生じる。この割れは、主に柱状晶の粒界に沿って進展する。

②低温割れ:マルテンサイト系ステンレス鋼板の溶接部は溶接熱サイクルの冷却過程でマルテンサイト変態し硬化する。そのために延性が低下し、割れ感受性が大きくなる。この割れの防止のためには、200~300°Cの予熱とパス間温度の維持が有効である。また、フェライト系ステンレス鋼板の一種であるSUS430は、850~900°Cで熱処理されているために、Cr炭化物が析出している。この炭化物が900°C以上に加熱されると固溶するためオーステナイト相が析出し、この相が冷却途中で硬さの高いマル

テンサイトに変態することで延性が低下し割れ発生の要因となる。

マルテンサイト系、フェライト系、二相系ステンレス鋼板では水素に起因した遅れ割れが発生する場合がある。この水素脆化割れは、炭素鋼板などと比べて割れ発生までの潜伏期間が水素の拡散速度が遅いため長くなるので、安全上特別な注意が必要である。

3.2 溶接部の靱性

本項では、ステンレス鋼板の溶接部の靱性低下に影響を及ぼす諸因子について述べる。

①フェライト相：高温割れ防止の観点から、オーステナイト系ステンレス鋼板では先に述べたように室温でδフェライトが残存するように組成が決められる。しかし、このδフェライトは靱性を低下させる要因となる。316鋼および316L鋼の溶接金属の破壊靱性値 K_{IC} とδフェライト量の関係を図12に示すが、δフェライト量の増加に伴い K_{IC} は低下する²⁴⁾。

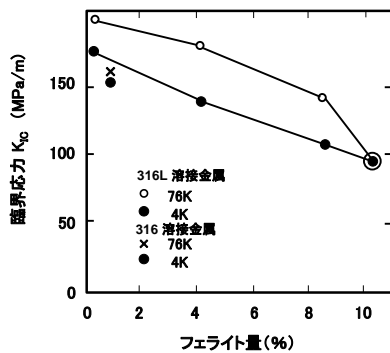


図12 316鋼および316L鋼板溶接金属の破壊靱性値 K_{IC} とフェライト量との関係²⁴⁾

②酸素、窒素のピックアップ：ステンレス鋼板溶接金属の靱性は、酸化物系介在物量の増加とともに低下する。304鋼 GMAW (Gas Metal Arc Welding) 溶接金属のシャルピー衝撃特性に及ぼす酸素量の影響を、図13に示す²⁵⁾。酸素量の増加に伴いシャルピー衝撃値は低下する。高純度フェライト系ステンレス鋼はN、OおよびC等の不純物元素が少ない鋼種であるが、溶接部ではシールド不良などによりこれらの不純物元素が増加した場合、極端に靱性が低下する。また、窒素量を増加するとCr窒化物の粒内析出によりマトリックスが硬化し、さらに窒化物が粗大化すると靱性低下の原因となる。

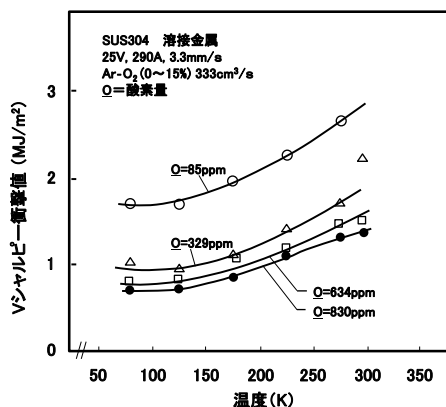


図13 304鋼溶接金属における衝撃値に及ぼす酸の影響 (GMAW)²⁵⁾

③炭化物：オーステナイト系溶接金属では、δ/γ粒界、またはδ粒内に析出した炭化物による靱性低下が問題となる。高純度30Cr-2Mo鋼 GTAW (Gas Tungsten Arc Welding) 溶接金属のシャルピー衝撃値に及ぼすCの影響を、Nのそれと比較して図14に示す²⁶⁾。C量増加に伴う低下は、N量の増加による影響より大きい。

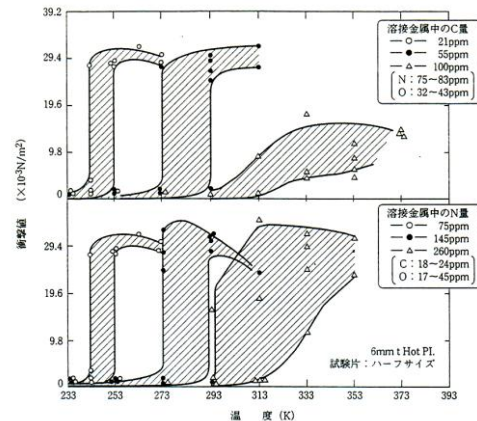


図14 30Cr-2Mo鋼溶接金属のシャルピー衝撃値に及ぼすNおよびCの影響 (GTAW)²⁶⁾

④σ相：ステンレス鋼板が600~900℃の温度域に加熱された場合、FeとCrの金属間化合物であるσ相が析出し、靱性低下の要因となる。Cr量が多いほどσ相は析出しやすく、オーステナイト系ステンレス鋼のδフェライト内ではCrの濃化により、母材に比べて析出速度が大きくなる。σ相脆化を軽減させる観点からはδ量は少ない方がよい。

⑤475℃脆化：Fe-Cr合金を475℃付近の温度に保持すると、Cr濃度の低いα固溶体とCr濃度の高いα'固溶体に二相分離し、転位の易動度が低下することで脆化する。主に鍛造二相ステンレス鋼あるいは高クロムフェライト系ステンレス鋼で問題となる。

3.3 溶接部の耐食性

①粒界腐食：Ti、Nbなどを含まずかつ炭素量が比較的高いオーステナイト系ステンレス鋼板の熱影響部は、ある腐食環境下で粒界腐食を生じる。粒界腐食を生じるのは溶接過程で最高到達温度が約650~900℃となる領域である²⁷⁾。この現象は、溶接過程におけるCr炭化物の結晶粒界への析出による粒界近傍のCr欠乏層形成による鋭敏化に起因する。この対策として、1)炭素量を0.03mass%以下に抑制する、2)溶接入熱を制限する、3)NbあるいはTi添加により炭素の安定化を図る、4)溶接後に1327~1373Kで溶体化処理することが挙げられる。

②孔食：一般のオーステナイト系ステンレス鋼板溶接金属の耐孔食性は、母材に比べて低い。また、炭素量の多い鋼種ほど低下の程度が著しい。溶接金属の耐孔食性の改善方法は鋼種によって異なり、δ/γ粒界に孔食が発生する場合は炭素量を低減してCr炭化物の析出を抑制すること、凝固セルの中心部に選択的に孔食が発生する場合は、約1100℃で溶体化処理して凝固偏析をなくすことが有効である。

③すきま腐食：すきま腐食は溶液がたまる部所における腐食であり、すきま内外の酸素濃淡電池の形成が原因である。不適正な条件で溶接した場合に生じるアンダーカット、オーバーラップおよび融合不良などが隙間の形

成箇所となるので、この点に留意することが重要である。

④応力腐食割れ：ステンレス鋼溶接腐食損傷事例の中でも発生率が高い腐食形態として応力腐食割れが挙げられる。塩素イオンを含む環境下での塩化物応力腐食割れが典型例である。溶接部に残留する応力が要因となる。したがって、応力除去焼きなましあるいはショットピーニングによる圧縮応力の付与が防止対策として有効である。

4 結 言

ステンレス鋼板は、その良好な耐食性から様々な用途に用いられてきた。最近、ステンレス鋼板の加工性向上について材料および加工プロセスの両面から研究開発が進み、耐食性を兼ね備えた高強度鋼板として自動車業界などから注目を集めている。しかし、低合金鋼板に比較して高価であることが、需要の伸びを鈍化させている。今後、ステンレス鋼板のコストダウン技術の革新が待たれる。

参考文献

- 1) For instance, O. Furukimi. "Development Technologies of Lightweight Materials for Automobiles -Stainless Steels-", pp.98-115 (2006) CMC PRESS.
- 2) For instance, K. Seto. "Development Technologies of Lightweight Materials for Automobiles -Steels-", pp.1-57 (2006) CMC PRESS.
- 3) S. Hayami and T. Furukawa. "A family of high strength cold rolled steels", Proceedings of Microalloying, 75, 2A, Washington D. C., pp.78-87 (1975).
- 4) V. F. Zackay, E. R. Parker, D. Fahr and R. Busch. "The Enhancement of Ductility in High-Strength Steel", Transactions of the ASM, Vol.60, pp.252-259(1967).
- 5) G. Frommeyer, E. J. Drewes and B. Engl. "Physical and mechanical properties of iron-aluminum-(Mn, Si) lightweight steels", La Revue de Metallurgie-CIT, pp.1245-1253(2000).
- 6) M. Fujisawa, Y. Kato and T. Ujio. "Mechanical properties and stress corrosion cracking receptivity of metastable Cr-Mn-N duplex stainless steels", CAMP-ISIJ, Vol.22, pp.1163-1164 (2009).
- 7) T. Nakagawa. "Press Difficulty Handbook", p.16 (1997), THE NIKKAN KOGYO SHINBUN LTD.
- 8) Y. Hayashi, Text of 40th Course of Plastic Forming, p.55(1985), Japan Society for Technology of Plasticity.
- 9) "Press Difficulty Handbook", p.444 (1997) THE NIKKAN KOGYO SHINBUN LTD.
- 10) "Press Difficulty Handbook", p.449 (1997) THE NIKKAN KOGYO SHINBUN LTD.
- 11) R. L. Whiteley, D. E. Wise and D. J. Bilickwede. "The importance of directionality in drawing quality sheet steel", Transactions of American Society for Metals, Vol. 52, pp.154-169 (1960).
- 12) I. Niimi and T. Morimoto. "Erikusen Test and its applications", Press Working, Vol2-10, pp.31-35(1964).
- 13) E. Iizuka, K. Miura, T. Hira and K. Kato. "Effect of surface Roughness on deep drawability of high strength steel sheets", Journal of the JSTP, Vol. 35, No.404, pp.1097-1102 (1994).
- 14) Y. Yazawa, Y. Kato, O. Furukimi and S. Hasuno. "Development of ferritic stainless steel with excellent drawability for automotive fuel tanks", Review of Automotive Engineering, Vol.26, pp59-66(2005).
- 15) S. Suzuki, "Drawing Press of Stainless Steel Sheets", Press Working, Vol.41-1, pp.32-37 (2003).
- 16) N. Ono, A. Takahashi, S. Sakamoto, R. Matuhashi, T. Tanoue and M. Kikuchi. "Development of automotive fuel system parts made of ferritic stainless steel", No. 90-03, pp.13-16 (2003).
- 17) K. Kimura, A. Takahashi, J. Hamada, T. Moroboshi and S. Hashimoto. "Development of excellent formability ferritic stainless steel "YUSPDX" ", Materia Japan, Vol. 41, pp.218-220 (2002).
- 18) K. Matsudo and T. Shimomura. "Effect of carbon content on deep drawability of rimmed steel sheet", Tetsu to Hagane, Vol. 56, No. 1, pp.28-43 (1970).
- 19) Y. Yazawa, M. Muraki, Y. Kato and O. Furukimi. "Effect of chromium content on relationship between r-value and {111} recrystallization texture in ferritic steel", ISIJ International, Vol. 43, No. 10, pp1647-1651 (2003).
- 20) Y. Ikegami, Q. Zhang, T. Tohge, Y. Okanobori and M. Tsuda. "Austenitic stainless steel with excellent press formability by co-addition of Cu and Al", CAMP-ISIJ, Vol. 10, pp.1212-1215 (1997).
- 21) A. Takahashi, M. Hatano and K. Kimura. "Microstructure Control of Stainless steel Sheets", Journal of the JSTP, Vol.46 No.530, pp.194-199 (2005).
- 22) Y. Shimada, "Stainless Steel Sheets", Press Working, Vol.31-5, pp.47-51 (1993).
- 23) M. Hasegawa, "Stainless Steel Handbook", p.997 (1995) THE NIKKAN KOGYO SHINBUN LTD.
- 24) D. T. Read, H. I. McHenry, P. A. Steinmyer, P. A. Steinmyer and R. D. Thomas, Weld.J., Vol.59-4, pp104-113 (1980).
- 25) O. Kamiya, H. Fujita, T. Enjo and Y. Kikuchi. "Oxygen Content and Fracture Toughness on MIG Weld Metal of SUS304 Steel", Quarterly Journal of the JAPAN WELDING SOCIETY, Vol.3-3, pp.575-581(1985).
- 26) R. Yoshimura and Y. Hirose. "Welding of Low-Interstitial Ferritic Stainless Steels-Weldability", Journal of the JAPAN WELDING SOCIETY, Vol.50-3, pp.257-264 (1981).
- 28) M. G. Fontana and N.D.Greene, "Corrosion Engineering", Mac-Grow Hill, p.62 (1978).