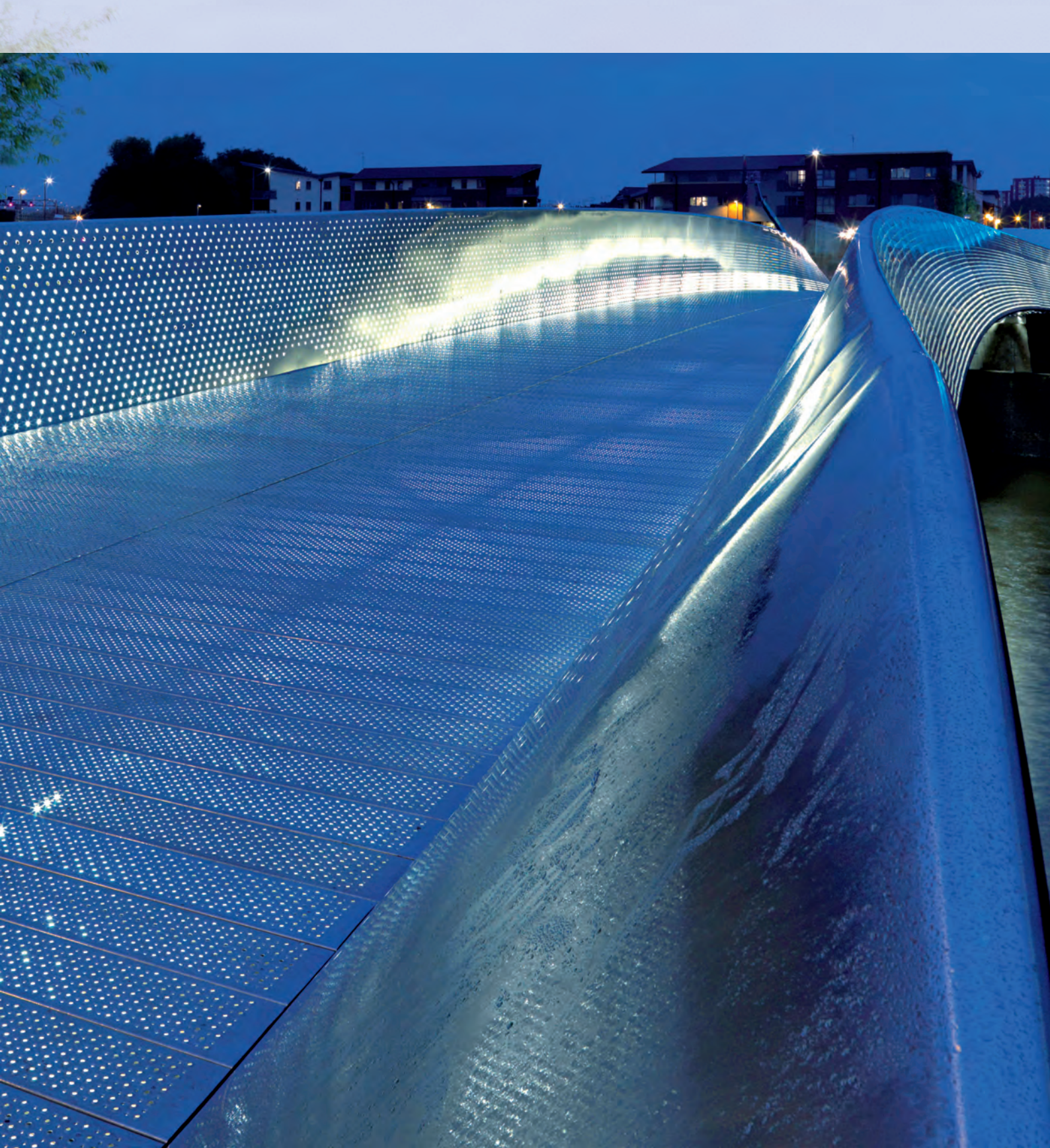


二相ステンレス鋼加工 マニュアル



二相ステンレス鋼加工マニュアル第二版2009年
©IMOA 1999-2011

ISBN 978-1-907470-06-6

IMOA出版
編集：IMOA (London, UK)
www.imoa.info
info@imoa.info

作成：TMR Stainless (Pittsburgh, PA, USA)

デザイン：circa drei (Munich, Germany)

謝辞:

IMOAは、本小冊子の作成と監修に関するISSFおよびEuro Inoxの協力を謝意を表したい。また、詳細なフィードバックと寄稿に対しAcerinox社、Allegheny Ludlum社、Aquatech社、ArcelorMittal社、Baosteel社、Columbus Stainless社、JSL、日本冶金工業、North American Stainless社、Outokumpu Stainless社、Sandvik社、Swagelok社、およびYieh United Steel社にも謝意を表したい。

国際モリブデン協会（IMOA）は、提供する情報の技術的な正確性を確保するべく努めた。しかしながら、IMOAは、本小冊子に含まれる情報およびその通常もしくは特定の利用のための適合性について、表明および保証を行うものではない。読者諸賢には、本書に含まれる資料が情報提供目的のものにすぎず、いかなる者の行う手続きにとって代わることを意図したものではなく、あらかじめ適切なアドバイスを得ることなく、なんら特定または通常の適用のために、使用または依拠すべきではないことを留意されたい。特に、IMOA、そのメンバー、スタッフ、およびコンサルタントは、本出版物に含まれる情報の利用から生じるあらゆる種類の損失、損害もしくは負傷に関するいっさいの責任を免れるものとする。本出版物では、ASTMおよびENの仕様を支配的なものとして使用しているが、物質の仕様は、国により異なる可能性がある。

表紙写真：ミーズ・リーチ（Meads Reach ; Temple Quai, Bristol, UK）(出典: www.m-tec.uk.com (製作), www.photogenics.com (写真))

目次

1	緒言	4	12	二相鋼の溶接	36
			12.1	一般的溶接手引き	36
2	二相ステンレス鋼（二相鋼）の歴史	5	12.1.1	二相鋼とオーステナイト系ステンレス鋼の相違	36
3	化学成分と合金元素の役割	8	12.1.2	素材の選択	36
3.1	二相鋼の化学成分	8	12.1.3	溶接前の洗浄	36
3.2	二相鋼における合金元素の役割	8	12.1.4	継手設計	36
			12.1.5	予熱	38
4	二相鋼の冶金	10	12.1.6	入熱およびバス間温度	38
			12.1.7	溶接後熱処理	38
5	耐食性	13	12.1.8	相比の目標値	38
5.1	耐酸性	13	12.1.9	異材継手溶接部	39
5.2	耐アルカリ性	14	12.2	溶接施工法の確認試験	40
5.3	耐孔食性および耐隙間腐食性	14	12.3	溶接方法	40
5.4	耐応力腐食割れ性	16	12.3.1	ガス・タングステン・アーク溶接 (GTAW/TIG)	40
			12.3.2	ガス・メタル・アーク溶接 (GMAW/MIG)	42
6	エンドユーザー規格書および品質管理	18	12.3.3	フラックス・コア・ワイヤー・アーク溶接 (FCW)	44
6.1	標準試験要件	18	12.3.4	シールド・メタル・アーク溶接（被覆アーク溶接）(SMAW/electrode)	44
6.1.1	化学成分	18	12.3.5	サブマージ・アーク溶接 (SAW)	46
6.1.2	溶体化処理および冷却	18	12.3.6	電子ビームおよびレーザー溶接	46
6.2	特別試験要件	19	12.3.7	抵抗溶接	46
6.2.1	引張試験および硬さ試験	19	13	他の接合技術	47
6.2.2	曲げ試験	19	13.1	接合準備	47
6.2.3	金属間化合物検出のための衝撃試験および金相試験	20	13.2	接着剤	47
6.2.4	金属組織または磁気測定により決定された相比	20	13.3	はんだ付け	47
6.2.5	腐食試験	21	13.4	ろう付け	48
6.2.6	溶接および検査	22	14	加工後の洗浄化	49
7	機械的性質	23	14.1	クレヨン・マーク、塗装、汚れ、オイル	49
8	物理的性質	26	14.2	埋込み鉄（鉄汚染）	49
9	切断	28	14.3	溶接スパッター、接合部変色、フラックス、スラグ、アーク・ストライク	50
9.1	鋸引き	28	15	二相鋼の用途	51
9.2	せん断	28		推奨文献	54
9.3	スリット	28		参照文献	57
9.4	打抜き	28		付属書 1: 二相鋼のカテゴリ分類および製品名	58
9.5	プラズマ切断およびレーザー切断	28		付属書 2: 規格のまとめ	60
10	成形	29			
10.1	熱間成形	29			
10.1.1	溶体化処理	29			
10.2	温間成形	30			
10.3	冷間成形	30			
10.4	プレス成形	31			
10.5	スピニング成形	31			
11	二相鋼の機械加工	32			
11.1	二相鋼の機械加工のための一般的な手引き	32			
11.2	旋盤加工および面削り	33			
11.3	超硬合金による面削り	34			
11.4	高速度鋼ドリルによるねじれ穿孔	34			

1 緒言

二相ステンレス鋼（以下二相鋼）は、強度が高く、加工が容易な、耐食性に優れた鋼種群である。その物理的性質はオーステナイト系とフェライト系ステンレス鋼の中間だが、フェライト鋼や普通鋼により近い。二相鋼はクロム、モリブデン、タングステン、窒素を含有しているため、塩化物に対する耐孔食性・耐隙間腐食性を有する。その性能はTYPE316と同等で、またモリブデン6%含有のオーステナイト系ステンレス鋼などの耐海水ステンレス鋼よりも優れている。すべての二相鋼は300シリーズのオーステナイト系ステンレス鋼よりも塩化

物に対する耐応力腐食割れ性にはるかに優れている。すべての二相鋼はオーステナイト系鋼種よりも強度がはるかに高く、良好な延性および靱性も有している。

オーステナイト系ステンレス鋼と二相鋼の加工は多くの点で類似しているが、大きな相違も存在する。高合金で高強度の二相鋼では一部の加工方法を変更する必要がある。本冊子は、加工業者および加工に責任を持つエンドユーザー用のマニュアルで、二相鋼の加工を円滑に行なうための実用的な情報を、一冊にまとめたものである。本冊子は、ステンレス鋼加工の経験者を対象としており、二相鋼と300シリーズのオーステナイト系ステンレス鋼および普通鋼の特性および加工性に関するデータの比較も行っている。

二相鋼の加工は異なる点もあるが困難ではない。



ストックホルム（スウェーデン）の二相鋼の橋梁。（出典：Outokumpu社）

2 二相鋼の歴史

オーステナイト相とフェライト相の比率がほぼ等しい微細構造をもつ二相鋼は約80年前に誕生した。初期の二相鋼は、クロム、ニッケル、モリブデンの合金だった。最初の鍛造二相鋼は、スウェーデンで1930年に生産され、亜硫酸紙産業で使用された。これらの鋼種は、初期の高炭素オーステナイト系ステンレス鋼に見られた粒間腐食問題を軽減するために開発された。鍛造二相鋼はフィンランドで1930年に生産され、後にウラナス50として知られるようになる製品の前身に対し、フランスで1936年に特許が認められた。AISI TYPE329は、第二次大戦後に普及し、硝酸の供給用に熱交換器配管で広く使われた。塩化物応力腐食割れ (SCC)への耐性を高めるために開発された二相鋼の一つが3RE60だった。その後、鍛造および鍛造の二相鋼は、圧力容器、熱交換器、ポンプなどさまざまな加工産業関連の用途に使用されてきた。

この第一世代二相鋼の良好な性能特性を示したが、溶接部に問題があった。溶接熱影響部 (HAZ)では、フェライト相が過剰となり、母材よりも靱性が低くなり、耐食性も大幅に低下した。この問題によって第一世代二相鋼の使用範囲は、通常溶接を伴わない特定の用途に限定された。1968年のステンレス鋼精錬プロセス、アルゴン酸素脱炭 (AOD)の発明により、新しいステンレス鋼種開発の可能性が生まれた。AODで可能になった技術的進歩の一つが、合金元素としての窒素の意図的添加だった。二相鋼への窒素添加によって、溶接されたHAZの靱性と耐食性が、母材の靱性と耐食性に近づいている。またオーステナイト相の安定性が向上し、窒素が有害な金属間層の生成率を低下させている。

第二世代二相鋼の特徴は窒素の合金化である。1970年代後半に始まったこの新鋼種の商用化は、北海のガス田や油田の開発と重なり、優れた塩化物耐食性と加工性や高い強度を持つステンレス鋼の需要が高まった。2205は第二世代二相鋼の主力製品となり、ガス輸送ラインパイプや海上プラットフォームの処理設備に広く使用された。これらのステンレス鋼の高強度により海上プラットフォームの板厚減少や軽量化も可能となり、消費伸長の大きな要因となった。



2205 連続硫酸塩パルプ蒸解装置および含浸タワー(Sodra Cell Mönsterås) スウェーデン (出典：Kvaerner Pulping)

オーステナイト系ステンレス鋼と同様に、二相鋼には合金含有量によって腐食性能が異なる鋼種が存在する。二相鋼の開発は継続されており、現在の二相鋼は5種類に分類できる。

- 2304などの低クロムの二相鋼で、モリブデンの意図的添加がない。
- 2205などの標準的二相鋼で、二相鋼消費の80%以上を占める主力製品鋼種。
- 25クロム二相鋼。合金255などPREN値*40以下のもの。
- 2507などのスーパー二相鋼 (PRE値40-45) は25-26%クロムを含有し、25クロム鋼種に比べ、モリブデンと窒素の含有量が多い。
- ハイパー二相鋼はPREN値45以上の高合金二相鋼と位置づけられている。

* PREN = 耐孔食係数 (Pitting Resistance Equivalent Number)
$$= \%Cr + 3.3(\%Mo + 0.5\%W) + 16\%N$$

表1は、第二世代の鍛造二相鋼と鍛造二相鋼の化学成分を示す。比較のために、第一世代の二相鋼と通常のオーステナイト系ステンレス鋼も含む。

注：本文内で引用した各ステンレス鋼の名称または業界内の呼称は、表1や付属書1にも示されている。

表 1: 鍛造および鋳造二相鋼の化学成分 (Wt, %)(オーステナイト系鋼種も比較のために表示)

鋼種	UNS No.	EN No.	C	Cr	Ni	Mo	N	Mn	Cu	W
鍛造二相鋼										
第一世代二相鋼										
329	S32900	1.4460	0.08	23.0-28.0	2.5-5.0	1.0-2.0	-	1.00	-	-
**	S31500	1.4424	0.03	18.0-19.0	4.3-5.2	2.5-3.0	0.05-0.1	-	-	-
	S32404		0.04	20.5-22.5	5.5-8.5	2.0-3.0	0.20	2.00	1.0-2.0	-
第二世代二相鋼										
低クローム										
	S32001	1.4482	0.03	19.5-21.5	1.0-3.0	0.6	0.05-0.17	4.0-6.0	1.0	-
	S32101	1.4162	0.04	21.0-22.0	1.35-1.7	0.1-0.8	0.20-0.25	4.0-6.0	0.1-0.8	-
	S32202	1.4062	0.03	21.5-24.0	1.0-2.8	0.45	0.18-0.26	2.00	-	-
	S82011		0.03	20.5-23.5	1.0-2.0	0.1-1.0	0.15-0.27	2.0-3.0	0.5	-
2304	S32304	1.4362	0.03	21.5-24.5	3.0-5.5	0.05-0.6	0.05-0.20	2.50	0.05-0.60	-
		1.4655	0.03	22.0-24.0	3.5-5.5	0.1-0.6	0.05-0.20	2.00	1.0-3.0	-
標準										
	S32003		0.03	19.5-22.5	3.0-4.0	1.5-2.0	0.14-0.20	2.00	-	-
2205	S31803	1.4462	0.03	21.0-23.0	4.5-6.5	2.5-3.5	0.08-0.20	2.00	-	-
2205	S32205	1.4462	0.03	22.0-23.0	4.5-6.5	3.0-3.5	0.14-0.20	2.00	-	-
25クロム										
	S31200		0.03	24.0-26.0	5.5-6.5	1.2-2.0	0.14-0.20	2.00	-	-
	S31260		0.03	24.0-26.0	5.5-7.5	2.5-3.5	0.10-0.30	1.00	0.2-0.8	0.1-0.5
	S32506		0.03	24.0-26.0	5.5-7.2	3.0-3.5	0.08-0.20	1.00	-	0.05-0.30
	S32520	1.4507	0.03	24.0-26.0	5.5-8.0	3.0-4.0	0.20-0.35	1.50	0.5-2.0	-
255	S32550	1.4507	0.04	24.0-27.0	4.5-6.5	2.9-3.9	0.10-0.25	1.50	1.5-2.5	-
スーパー二相鋼										
2507	S32750	1.4410	0.03	24.0-26.0	6.0-8.0	3.0-5.0	0.24-0.32	1.20	0.5	-
	S32760	1.4501	0.03	24.0-26.0	6.0-8.0	3.0-4.0	0.20-0.30	1.00	0.5-1.0	0.5-1.0
	S32808		0.03	27.0-27.9	7.0-8.2	0.8-1.2	0.30-0.40	1.10	-	2.1-2.5
	S32906		0.03	28.0-30.0	5.8-7.5	1.5-2.6	0.30-0.40	0.80-1.5	0.8	-
	S32950		0.03	26.0-29.0	3.5-5.2	1.0-2.5	0.15-0.35	2.00	-	-
	S39274		0.03	24.0-26.0	6.8-8.0	2.5-3.5	0.24-0.32	1.0	0.2-0.8	1.5-2.5
	S39277		0.025	24.0-26.0	6.5-8.0	3.0-4.0	0.23-0.33	0.80	1.2-2.0	0.8-1.2
		1.4477	0.03	28.0-30.0	5.8-7.5	1.5-2.6	0.30-0.40	0.80-1.50	≤0.8	-
ハイパー二相鋼										
	S32707		0.03	26.0-29.0	5.5-9.5	4.0-5.0	0.30-0.50	1.50	1.0	-
	S33207		0.03	29.0-33.0	6.0-9.0	3.0-5.0	0.40-0.60	1.50	1.0	-

鋼種	UNS No.	EN No.	C	Cr	Ni	Mo	N	Mn	Cu	W
鍛造オーステナイト系 ステンレス鋼										
304L	S30403	1.4307	0.03	17.5-19.5	8.0-12.0	-	0.10	2.00	-	-
316L	S31603	1.4404	0.03	16.0-18.0	10.0-14.0	2.0-3.0	0.10	2.00	-	-
317L	S31703	1.4438	0.03	18.0-20.0	11.0-15.0	3.0-4.0	0.10	2.00	-	-
317LMN	S31726	1.4439	0.03	17.0-20.0	13.5-17.5	4.0-5.0	0.10-0.20	2.00	-	-
904L	N08904	1.4539	0.02	19.0-23.0	23.0-28.0	4.0-5.0	0.10	2.00	1.0-2.0	-
鑄造二相鋼										
CD4MCu Grade 1A	J93370		0.04	24.5-26.5	4.75-6.0	1.75-2.25	-	1.00	2.75-3.25	-
CD4MCuN Grade 1B	J93372		0.04	24.5-26.5	4.7-6.0	1.7-2.3	0.10-0.25	1.00	2.7-3.3	-
CD3MCuN Grade 1C	J93373		0.03	24.0-26.7	5.6-6.7	2.9-3.8	0.22-0.33	1.20	1.4-1.9	-
CE8MN Grade 2A	J93345		0.08	22.5-25.5	8.0-11.0	3.0-4.5	0.10-0.30	1.00	-	-
CD6MN Grade 3A	J93371		0.06	24.0-27.0	4.0-6.0	1.75-2.5	0.15-0.25	1.00	-	-
CD3MN Cast 2205 Grade 4A	J92205		0.03	21.0-23.5	4.5-6.5	2.5-3.5	0.10-0.30	1.50	-	-
CE3MN Cast 2507 Grade 5A	J93404	1.4463	0.03	24.0-26.0	6.0-8.0	4.0-5.0	0.10-0.30	1.50	-	-
CD3MWCuN Grade 6A	J93380		0.03	24.0-26.0	6.5-8.5	3.0-4.0	0.20-0.30	1.00	0.5-1.0	0.5-1.0
鑄造オーステナイト系ステンレス鋼										
CF3 (cast 304L)	J92500	1.4306	0.03	17.0-21.0	8.0-12.0	-	-	1.50	-	-
CF3M (cast 316L)	J92800	1.4404	0.03	17.0-21.0	9.0-13.0	2.0-3.0	-	1.50	-	-

* 最大値（範囲または最小値が示されない場合）

- 規格で定義されていない。

** 本鋼種は当初、窒素を添加せずに生産された。窒素添加がないため、第一世代二相鋼と見なされる。

3 化学成分と合金元素の役割

3.1 二相鋼における化学成分

二相鋼の優位性は、一般的に、フェライト相とオーステナイト相の比率が30から70%の範囲の相比によって得られると考えられる。しかし、通常は、二相鋼のフェライト相とオーステナイト相の比率はほぼ等しく、現在の商業生産においては、靱性や加工特性を高めるため、オーステナイト相をやや多めにしている。クロム、モリブデン、窒素、ニッケルなどの主要合金元素の相互作用は複雑である。処理や加工に適する安定した二相鋼構造を得るためには、各元素を適正レベルに調整する必要がある。

相比の他にも、二相鋼とその化学成分に関しては温度の上昇に伴う有害な金属間化合物の生成というもう1つの大きな問題点がある。高クロム、高モリブデンステンレス鋼ではシグマ相およびカイ相が生成し、フェライト相で優先的に析出する。窒素の添加は、これらの相の生成を大幅に遅らせることができる。そのため、固溶体における十分な窒素の存在が重要となる。二相鋼に関する知見が豊富になるにつれて、成分の範囲制御の重要性が明らかになった。当初2205 (UNS S31803, 表 1) に設定された成分範囲は大まか過ぎた。最適耐食性と金属間化合物生成防止のためには、クロム、モリブデン、窒素の各含有量は、S31803の設定値の上半分に保たなければならないことが知見より明らかになった。そこで、成分範囲を狭く改良した2205が、UNSS32205として開発された(表 1)。現在、S32205の成分は2205の営業生産の主流である。別段の注記がない限り、本冊子では2205はS32205の成分構成を意味する。

3.2 二相鋼における合金元素の役割

二相鋼の機械的性質、物理的特性、耐食性に影響する最も重要な合金元素を以下に概説する。

クロム: 軽度の大気腐食からの保護に必要な安定したクロム不動態皮膜を形成するためには、最小限約10.5%のクロムが必要である。クロムの含有量が増加すればステンレス鋼の耐食性が高まる。クロムはフェライトフォーマーであり、クロムを添加するほど鉄は体心立方構造になり易い。クロムの含有量が高くなるほ

ど、オーステナイトまたは二相(オーステナイト-フェライト)構造を形成するために必要なニッケルの含有量が多くなる。クロムの含有量が高くなれば、金属間化合物は生成しやすくなる。オーステナイト系ステンレス鋼には通常16%以上のクロムが含まれ、二相鋼には20%以上のクロムが含まれる。クロムはまた、高温における耐酸化性を増加させる。このクロムの作用は熱処理または溶接に起因する酸化スケールの生成および除去、または、加熱着色に影響を及ぼすため重要である。二相鋼はオーステナイト系ステンレス鋼より酸洗が難しく、また、加熱着色の除去も難しい。

モリブデン: モリブデンは、クロムがステンレス鋼に耐孔食性を付与するのを補助する。クロム含有量18%以上のステンレス鋼では、モリブデンの添加によって、塩化物含有環境における孔食や隙間腐食への耐性がクロムのみでの添加の約3倍になる。モリブデンは、フェライトフォーマーでありさらに、ステンレス鋼が有害金属間層を生成する傾向を促進させる。そのため、通常、モリブデンの含有量はオーステナイト系ステンレス鋼で約7.5%未満、二相鋼で4%未満に制限されている。

窒素: 窒素は、オーステナイト系ステンレス鋼および二相鋼の耐孔食性と耐隙間腐食性を高める。また、窒素は二相鋼の強度を大幅に高め、事実、最も効果的な固溶体強化元素であり、低コストの合金元素でもある。窒素含有の二相鋼の靱性が高いのは、オーステナイト相の増加と、金属間層の減少によるものである。窒素は、金属間層析出の防止はできないが、金属間層の生成を遅らせて、二相鋼の処理や加工を可能にしている。窒素は、高クロムおよびモリブデン含有の高耐腐食性オーステナイト系および二相鋼に添加され、これらの鋼種のシグマ相を形成する傾向を抑制する。

窒素は、強いオーステナイトフォーマーであり、オーステナイト系ステンレス鋼ではニッケルをある程度置換することができる。窒素は積層欠陥エネルギーを減少させ、オーステナイトの加工硬化率を高める。また、窒素は、固溶体強度を高めることによって、オーステナイトの強度を増加させる。二相鋼では、まず窒素が添加され、目標とする相比を達成するためにニッケル含有量を調節することが多い。二相鋼構造をつくるには、フェライトフォーマーであるクロムやモリブデンと、オーステナイトフォーマーであるニッケルや窒素をバランスさせる必要がある。

ニッケル: ニッケルは、ステンレス鋼の結晶構造を体心立方 (フェライト) から面心立方 (オーステナイト) への変化を促進し、オーステナイト相を安定化させる。フェライト系ステンレス鋼はニッケルをほとんど含有しないが、二相鋼は1.5から7%の少量から中量のニッケルを含有しており、300シリーズのオーステナイト系ステンレス鋼には6%以上のニッケルが含まれる (図 1, 2)。ニッケルの添加は、オース

テナイト系ステンレス鋼では有害金属間層の生成を遅らせるが、二相鋼の有害金属間化合物生成を遅らせる面では、窒素に比べてはるかに効果が少ない。オーステナイト系ステンレス鋼は、面心立方構造のため優れた靱性を持つ。二相鋼種の微細構造の約半分は面心立方構造が存在するため、フェライト系ステンレス鋼に比べてはるかに靱性が高い。

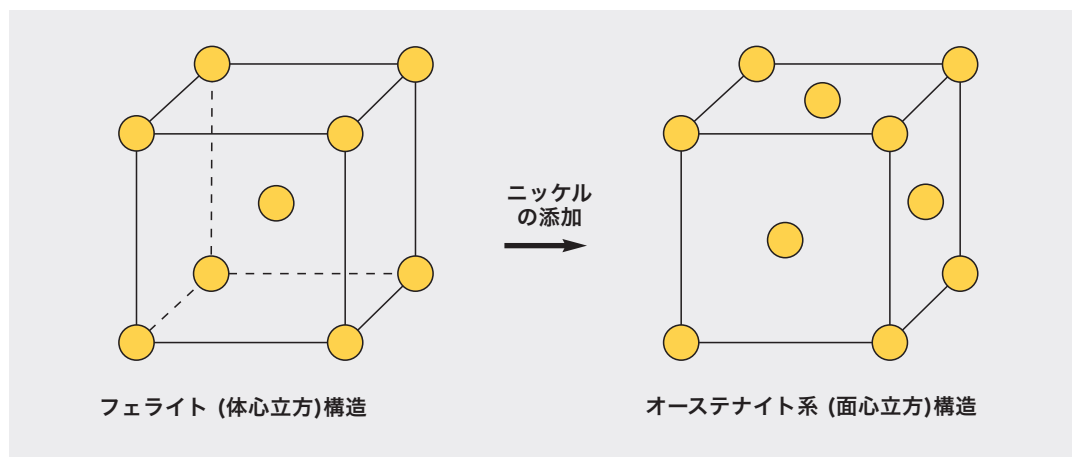


図 1: ニッケルの添加によって、結晶構造は体心立方 (ニッケル含有量は少量またはゼロ) から面心立方 (ニッケル含有量は6%以上 - 300シリーズ) に変化する。中量のニッケルを含有する二相鋼は、その粒子の一部がフェライト相、一部がオーステナイト相の微細構造を持ち、両者の量はほぼ等しいことが理想的である (図2)。

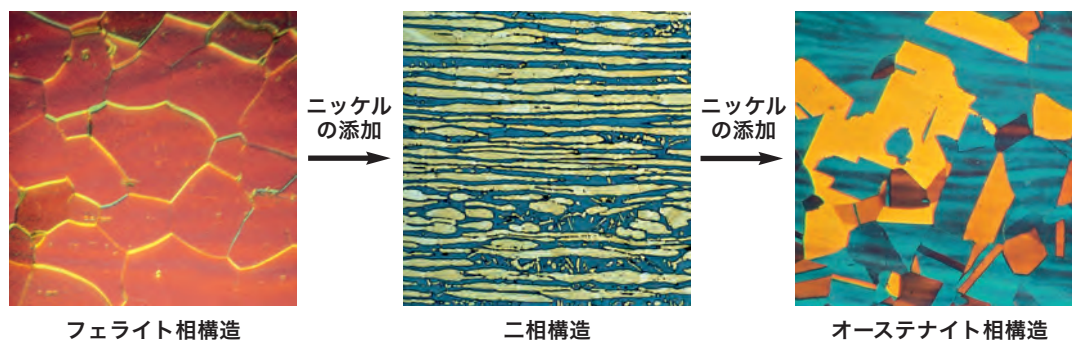


図 2: ニッケル含有量を増やすことで、ステンレス鋼の微細構造はフェライト (左) から二相 (中央) へ、さらに、オーステナイト (右) に変化する。(Outokumpu社の提供によるこれらの画像は、研磨とエッチングをほどこしたサンプルを光学顕微鏡で拡大したものである。二相鋼構造でフェライト相が濃く見えるように着色されている。)

4 二相鋼の冶金

鉄-クロム-ニッケルの三元系状態図は、二相鋼の冶金的挙動のロードマップである。68%の鉄を通る断面(図3)によれば、これらの合金はフェライト(α)相として凝固し、合金成分によっては、1000°C(1832°F)に温度が下がるとオーステナイト相(γ)に変化する部分もある。さらに低い温度では、フェライト-オーステナイトバランスはほとんど変化しない。窒素の増加がもたらす作用も、図3(Ref. 1)に示されている。熱力学的には、オーステナイトはフェライトから形成されるので、合金がオーステナイトの平衡水準を超えることはない。しかし、冷却が低温域に達するに伴い、カーバイド、窒化物、シグマ、金属間層が、すべてマイクロ組織構成の成分になり得る。

素材または加工品に含まれるフェライト相とオーステナイト相の比率は、鋼の成分と熱履歴によって決まる。状態図が示すように、成分にわずかな変化が生じて、この二相の相対体積分率に対する影響は大きくなる。オーステナイト相またはフェライト相の形成を促進する各元素の特質は、二相鋼の場合にもほぼ適用される。微細構造のフェライト/オーステナイト

ト位相バランスは、以下の多変数線形回帰を使って予測できる。

$$Creq = \%Cr + 1.73 \%Si + 0.88 \%Mo$$

$$Nieq = \%Ni + 24.55 \%C + 21.75 \%N + 0.4 \%Cu$$

$$\% \text{フェライト} = -20.93 + 4.01 Creq - 5.6 Nieq + 0.016 T$$

T(°C)は1050-1150°Cの領域の焼鈍温度、元素成分はWt.%とする(Ref. 2)。二相鋼における相比の目標値の維持は、まずクロム、モリブデン、ニッケル、窒素の含有量を調整し、次いで熱履歴を制御することで可能となる。しかし、冷却速度がオーステナイト相に変化するフェライト相の量を決定するため、高温域への暴露に続く冷却速度が相比に影響を与える。急冷はフェライト相の保持に有効なので、フェライト相を平衡量より多くすることが可能である。例えば、断面の厚い部分に低入熱溶接を行えば、熱影響部(HAZ)に過剰なフェライト相が生じる場合もある。

もう一つの窒素の有効性は、図3に示す通り、フェライト相からオーステナイト相の形成開始温度を上昇させることである。これにより、フェライト相からオーステナイト相への変化率を高めることができる。そのため、比較的急速な冷却速度でも、オーステナイト相の平衡水準にほぼ達することができる。第二世代二相鋼では、これによりHAZのフェライト相過剰形成の問題が軽減される。

冷却過程ではフェライト相からのオーステナイト相形成よりも低い温度でシグマ析出が生じるため(図4)、素材でのシグマ相の生成は、焼鈍温度を制御し、確実に製品を焼鈍温度から急速に焼き入れすることによって回避できる。非常に急速な冷却が必要なきには、水冷を行うことができる。サイズが大きく異なる製品の溶接や、断面の厚い部分を非常に低入熱で溶接する場合、実際の加工時に冷却速度が早くなり過ぎることがある。

α プライム相は二相鋼の安定した相であり、完全フェライト相で生成するのと同様に、約525°C(950°F)以下のフェライト相に生成する。 α プライム相は約475°C(885°F)の温度に長時間暴露されると、フェライト系ステンレス鋼において、常温靱性を損失させる。この挙動作用は、475°C/885°F脆化として知られる。

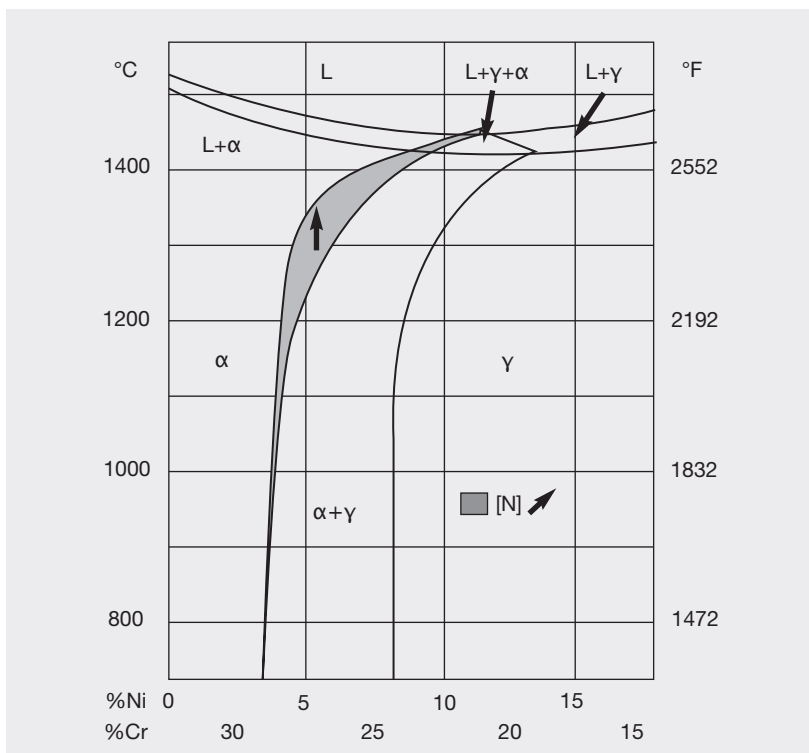


図3: Fe-Cr-Niの三元系状態図の68%の鉄の断面(ニッケルとクロムの含有量が僅かに違っても、二相鋼のオーステナイト相とフェライト相の量に大きな影響が出る)

これらのステンレス鋼で合金元素として窒素を使用すると、溶接熱影響部のフェライト-フェライト粒界およびオーステナイト-フェライト粒界にクロム窒化物が発生する可能性がある。体積分率が高い状態で（大量に）かつ焼鈍中にクロム欠乏層が均質化する時間がない状態で発生した場合には、こうしたクロム窒化物は、耐食性を劣化させる可能性がある。しかし、窒素の含有量が高いほどオーステナイト相形成が促進され、窒素の溶解度が高くなるので、第二世代二相鋼が大量のクロム窒化物を含有することはほとんどない。さらに、第二世代二相鋼の炭素は非常に低いため、実際には有害なカーバイドが生成される危険は少ない。

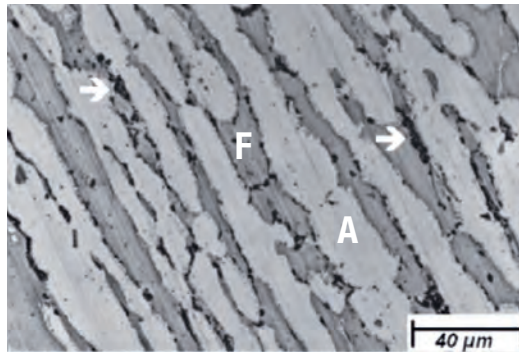


図 4: 850°C (1560°F) に40分間保持された2205の微細構造サンプルには、オーステナイト/フェライト粒界のシグマ相析出 (矢印)が生じている。顕微鏡写真 (Ref. 3)では、フェライト (F) 相はオーステナイト (A) 相よりも濃く見える。

有害なシグマ相、 α プライム相、カーバイド、窒化物は、一定の温度では、数分で生成されることがある。そのため、様々な処理、加工および定期保全に必要な熱処理の際には、要求される耐食性および機械的性質を確保するために相形成の反応速度を考慮する必要がある。これらの二相鋼は、耐食性を最大限とし、析出反応を遅延させ、加工を容易にするために開発されたものである。

イト鋼の場合よりも緩慢であるが、これは、低ニッケルオーステナイト相の炭素および窒素の高溶解度が一因であり、さらに、窒素による炭化物析出の遅延効果も一因である可能性がある。その結果、二相鋼は冷却時の鋭敏化に対して比較的大きな耐性がある。これらの鋼種のカーバイドおよび窒化物の生成速度は、クロム、モリブデン、ニッケルなどの影響をほとんど受けず、窒素合金二相鋼種は、析出物の点では2205と同様の速度論を示す。

2304、2205、2507の各二相鋼の等温析出ダイアグラムを、図 5 (Ref. 4, 5, 6, 7)に示す。クロム炭化物、窒化物の析出は、室温で比較的「緩やかな」1-2分の速度で始まる。この速度は、フェライト鋼または高合金のオーステナ

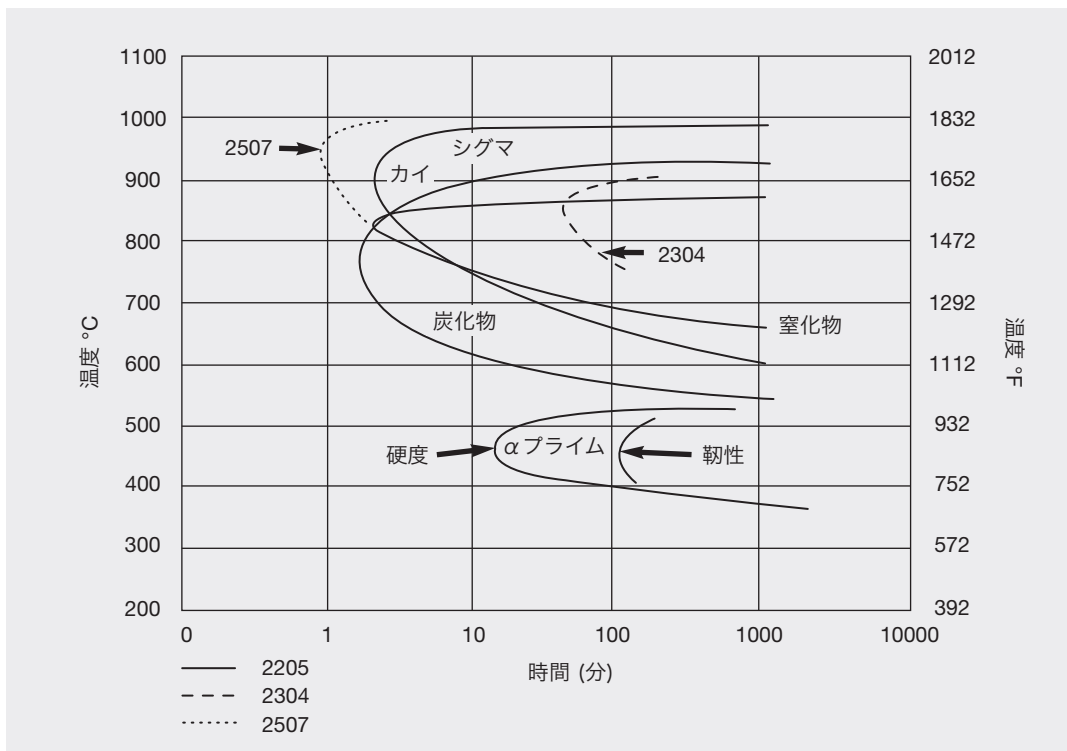


図 5: 1050°C (1920°F)で焼鈍した2205二相鋼の等温析出ダイアグラム。(比較のために、2304および2507の二相鋼種も表示)



2507 二相鋼継手 (出典：Swagelok社)

シグマ析出およびカイ相析出はカーバイドおよび窒化物の析出よりやや高温で生じるが、ほぼ同時に発生する。クロム、モリブデン、ニッケルの含有量が高い二相鋼は、2205よりもシグマ相およびカイ相の形成速度が速い。これらの合金含有量が低ければ遅くなる。図 5の破線は、合金含有率がより高い2507でのシグマ およびカイ生成の開始が早く、2304では緩慢であることを示している。

フェライト相の α プライム析出物およびその影響は、フェライトの硬化と脆化である。幸い、二相鋼はオーステナイト相を50%含有するため、この硬化と脆化の影響は、完全なフェラ

イト鋼の場合ほど有害ではない。 α プライム析出による靱性の損失(脆化)は、硬化速度よりも緩慢である(図 5)。 α プライム脆化は、脆化の発生に長時間を要するため、加工において問題になることはほとんどない。しかし、製品使用時の上限温度は、 α プライム生成によって制御される。

長時間の高温への暴露は、常温での靱性低下を生じる可能性があるため、圧力容器設計コードは、最大許容設計応力に対して上限温度を設定している。ドイツTüVコードでは、溶接構造物と非溶接構造物を区別し、ASMEボイラーおよび圧力容器コードよりも低目の上限温度を設定している。圧力容器設計コードに規定された各種二相鋼の制限温度は、表2にまとめてある。

表3は各二相鋼の重要な析出反応と限界温度を示す。

表2: 圧力容器設計コードの最大許容応力値に対する二相鋼の上限温度

鋼種	状態	ASME		TüV	
		°C	°F	°C	°F
2304	未溶接	315	600	300	570
2304	適正溶接ワイヤー、溶接済み	315	600	300	570
2304	2205/2209で溶接済み	315	600	250	480
2205	未溶接	315	600	280	535
2205	溶接済み	315	600	250	480
2507	シームレス管	315	600	250	480
255合金	溶接済み、または未溶接	315	600		

表 3: 二相鋼で析出反応および他の特性反応が発生する標準的温度

	2205		2507	
	°C	°F	°C	°F
凝固範囲	1470から1380	2680から2515	1450から1350	2640から2460
空気中のスケーリング温度	1000	1830	1000	1830
シグマ相生成	700から950	1300から1740	700から1000	1300から1830
カーバイド析出	450から800	840から1470	450から800	840から1470
475°C/885°F 脆化	300から525	575から980	300から525	575から980

5 耐食性

二相鋼は、標準的なオーステナイト鋼が使われる環境のほとんどで高い耐食性を発揮する。しかし、二相鋼が決定的に優れている場合がいくつかある。これは、酸化性酸に対し有効な高いクロム含有量、マイルドな還元環境に耐えるのに十分な量のモリブデンおよびニッケルに起因する。比較的高いクロム、モリブデン、窒素の含有量は、塩化物に誘発される孔食、隙間腐食にも非常に強い耐性を持つ。潜在的な塩化物応力腐食割れ環境では、こうした二相鋼構造が有利である。ミクロ組織が25%から30%以上のフェライト相を含有する場合、TYPE304または316オーステナイト系ステンレス鋼よりも二相鋼の方が、塩化物応力腐食割れに対する耐性ははるかに高くなる。しかしながら、フェライト相は水素脆化を受けやすい。そのため、水素が金属にチャージされ、水素脆化が発生する環境または用途においては、二相鋼の耐性は高くない。

5.1 耐酸性

強酸中での二相鋼の耐食性を説明するため、図6に、硫酸溶液の腐食データを示す。この環境は、低濃度の弱還元性から高濃度の酸化性、および中濃度で中温から高温までの強還元性の範囲を示してある。2205および2507二相鋼は、約15%までの酸を含む溶液内では、多くの高ニッケルオーステナイト系ステンレス鋼よりも優れている。また、40%以上の酸では、TYPE304や316よりも優れている。二相鋼は、塩化物を含む酸化性酸の環境下においても利用価値が高い。ただし二相鋼のニッケル含有量は、中濃度硫酸溶液または塩酸の強還元状態への耐性の維持には十分ではない。還元環境における乾湿境界部には酸の濃化が起り、特にフェライト相の腐食が活性化して速やかに進行する。二相鋼には酸化環境での耐性があるため、硝酸および強有機酸での利用に適している。

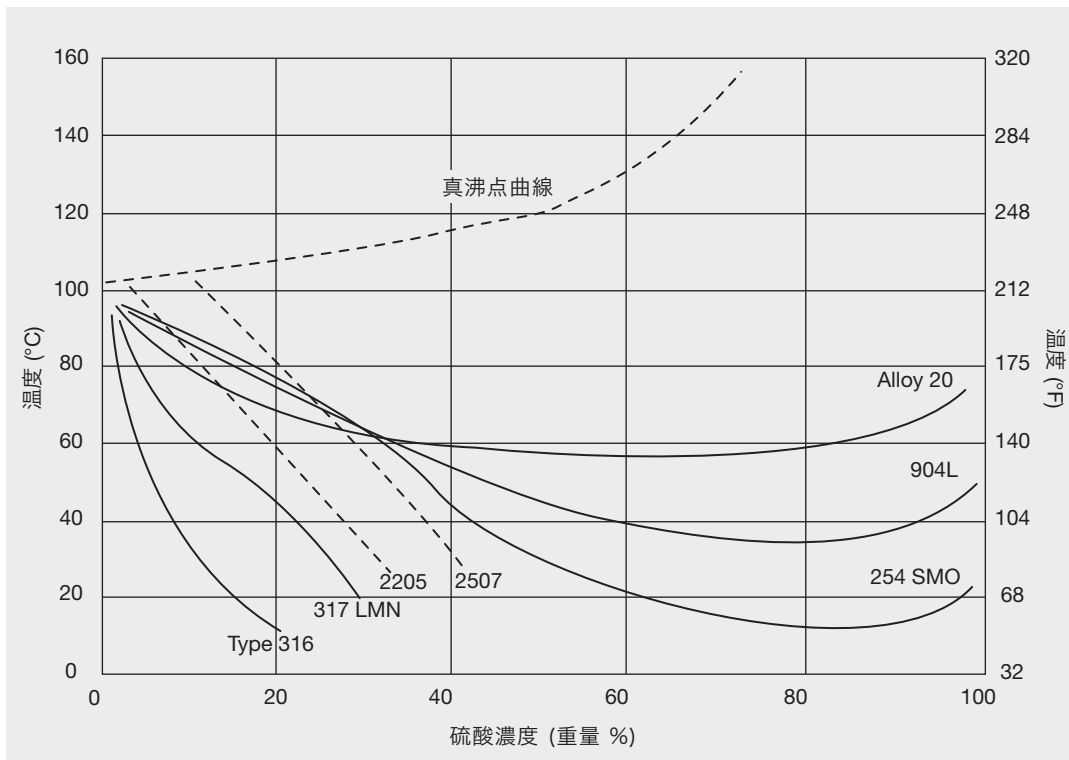


図 6: 非通気硫酸における 0.1 mm/yr (0.004 inch/yr)等 腐食度曲線 (硫酸試薬を使用した実験室試験). (出典: 生産者データシート、254SMOはOutokumpu社の商標)

図7は沸騰温度における50%酢酸と様々な量のギ酸を含む溶液を示す。TYPE304 および316は室温または中位の温度において強有機酸には耐性があるが、2205や他の二相鋼は、高温での有機酸が関連する多くの用途に優れている。また二相鋼は、孔食・応力腐蝕に対する耐性があるため、ハロゲン化炭化水素が関連する用途にも使用できる。

5.2 耐アルカリ性

高いクロム含有量とフェライト相の存在によって、アルカリ環境では二相鋼は優れた性能を示す。中温では、標準的なオーステナイト系鋼よりも腐食速度率が低い。

5.3 耐孔食性および耐隙間腐食性

ステンレス鋼の耐孔食性と耐隙間腐食性を検討するには、孔食が生じるまでの臨界温度の概念を導入するのが有効である。各ステンレス鋼には、特定の塩化物環境、一定の温度以上で孔食が始まり、24時間以内に明白に検出可能な程度まで増殖する特徴がある。この温度よりも低ければ、孔食は長時間経過しても発生しない。この温度は臨界孔食発生温度(CPT)として知られる。これは、特定のステンレス鋼種および特定の環境で生じる特性であ

る。孔食の開始は統計的にランダムであり、さらに各鋼種または各製品の微小な相違に対するCPTは変化するため、CPTは各鋼種に対し通常、温度範囲で表示する。しかし、ASTM G 150¹に記載されている測定機器を使用すれば、電気化学的測定によってCPTの正確で、信頼性の高い値を出すことができる。

隙間腐食にも同様の臨界温度があり、臨界隙間腐食発生温度(CCT)と呼ばれる。CCTは、ステンレス鋼の各サンプル、塩化物環境、隙間の特性(狭さ、長さなど)に左右される。隙間の形状の影響が大きく、実際上再現可能な隙間を作り出すのは困難であるため、CCTの測定は、CPTの測定よりもばらつきが多くなる。標準的に、同じ鋼種および同じ腐食環境では、CCTはCPTよりも15から20°C(27から36°F)低い。

二相鋼種が含有する高クロム、モリブデン、窒素は、水環境での塩化物誘起腐食に対して効果的な耐性を付与する成分である。合金含有量によっては、二相鋼がステンレスの中で最も優れた性能を持つ場合もある。二相鋼はクロム含有量が比較的高いので、高水準の耐食性がコスト面に非常に有利な形で付与されている。図8は、ASTM G 48²のテスト手順(6%塩化第二鉄)による溶液における多くの焼鈍状態のステンレス鋼の耐食性と耐隙間腐食性の比較である。溶接したままの状態における各素材の臨界温度は、比較的低くなると予想される。臨界孔食温度または臨界隙間腐食発生温度が高いほど、両タイプの腐食の開始に対する耐性は高くなる。2205のCPTおよびCCTは、TYPE316よりも大幅に高い。このため、熱交換器の蒸気空間や絶縁体の下など、塩化物が蒸発によって濃縮されるような場所での使用には、2205が多目的材料として有用である。2205のCPTは、この鋼種が半塩水および脱気海水にも対応可能であることを示す。それは、脱気海水の中で、高流量や他の手段で堆積物を残らないようにした表面に対し有用性を発揮している。

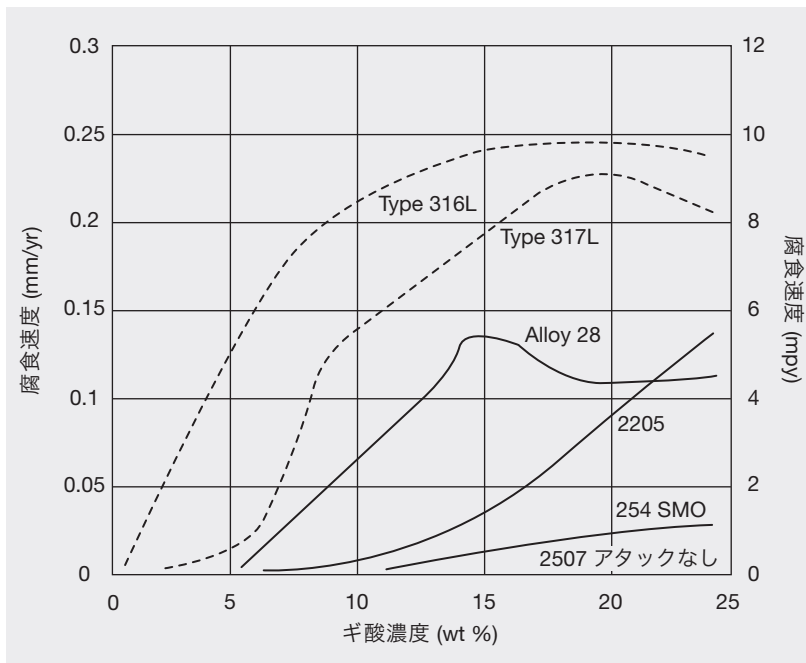


図7: 酢酸50%および異なる比率のギ酸の沸騰混合液中での二相鋼およびオーステナイト系ステンレス鋼の腐食 (出典: Sandvik社)

1 ASTM G 150: ステンレス鋼の電気化学臨界孔食温度試験の標準試験方法

2 ASTM G 48: 塩化第二鉄溶液を使ったステンレス鋼および関連合金の耐孔食性と耐隙間腐食性の標準試験方法

2205には、薄番手を使用した熱交換器用鋼管などの厳しい用途や、堆積物または隙間がある場合には海水に耐えるのに十分な耐隙間腐食性がない。しかし、スーパー二相鋼種など、2205よりも高いCCTを示す合金化率の高い二相鋼は、強度と塩化物抵抗力の両方が必要とされる、多くの重要な海水関連用途で使用されている。

CPTは、材料と特定の環境で決定されるため、個々の元素の影響を解明することは可能である。ASTM G 48 手順Aが定める通りCPTを使用し、鋼種成分(各元素は個別変数とみなす)と測定されたCPT(上記に影響される変数)に統計回帰分析を行なった。その結果、クロム、モリブデン、タングステン、窒素のみが、数式に応じて常に測定可能な影響をCPTに及ぼしていることが判明した。

$$CPT = \text{定数} + \%Cr + 3.3 (\%Mo + 0.5\%W) + 16\%N$$

数式では、変数である4つの合金元素とそれぞれの回帰定数の各積の和が一般に耐孔食指数(PREN)と呼ばれている。窒素の係数は可変であり、16、22、30がよく使われる (Ref. 8)。PRENは、同一の鋼種群の範囲内で鋼種の

序列を決めるのに有用である。しかし、この数式を信頼し過ぎないように注意しなければならない。試験片の成分はバランスされたものとなっているため、「個別の変数」は真の意味で個別ではない。この数式では、クロムとモリブデンの相乗作用は考慮されていない。また、この数式は材料がすべて理想的に加工されるものと見なし、金属間化合物、非金属相、耐食性に悪影響を与える可能性のある不適切な熱処理などの影響を考慮していない。

5.4 耐応力腐食割れ性

初期の二相鋼の一部は、その塩化物応力腐食割れ (SCC)に対する耐性により使用された。類似の耐塩化物孔食性と耐隙間腐食性を有するオーステナイト系ステンレス鋼に比べて、二相鋼は著しく優れたSCC耐久性を示す。化学工業で多く使われる二相鋼は、大きなSCCリスクを伴う用途で、オーステナイト系鋼種を置換した。しかし、他の多くの材料と同様に、二相鋼もある特定条件では応力腐蝕割れの影響を受けやすい。高温、塩化物含有環境、また水素誘起によっても割れが発生しやすい状態になる。

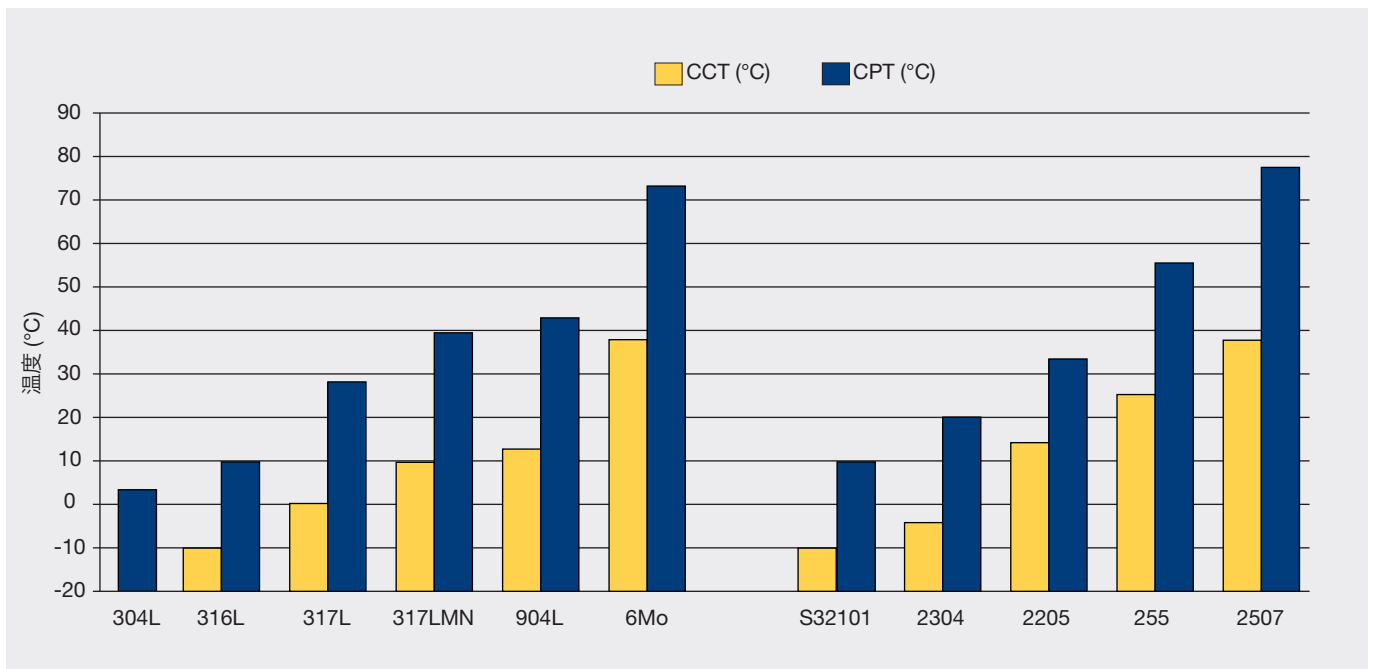


図 8: 溶液焼鈍した状態(6% 塩化第二鉄でのASTM G 48による評価)での、未溶接のオーステナイト系ステンレス鋼 (左) および二相鋼 (右)の臨界孔食温度と臨界隙間腐食発生温度

二相鋼のSCCが発生し得る環境には、沸騰42%塩化マグネシウム試験、高い金属温度での液滴蒸発試験、周囲圧力下の温度よりも高温での加圧塩化水への露出などが含まれる。

図9 (Ref. 9)は、厳しい塩化物環境における焼鈍済二相鋼およびオーステナイト系ステンレス鋼の耐塩化物応力腐食割れ性を示す。これらのデータを収集するための液滴蒸発試験の条件は、120°C(248°F)の高温と、塩化物溶液の蒸発による濃縮という厳しいものである。2205および2507の二相鋼はいずれも、この試験では最終的には降伏点に達する前の時点で割れが生じたが、この時点はT316よりも大幅に高い。例えば、絶縁体下の腐食など、周囲圧力を受ける塩化水環境でのSCC耐久性のため、二相鋼は、T304やT316が耐えられない塩化物割れが発生する環境での使用が考えられる。表4は、条件の異なる試験環境での各ステンレス鋼の塩化物応力腐食割れ反応を示す。左表の環境の過酷さは酸性塩を含むためであり、右表の環境の苛酷さ、高温のためである。中央の表は、上記よりも穏やかな環境である。Mo4%以下の標準オーステナイト系ステンレス鋼は、これら全ての環境で塩化物応力腐食割れを起こすが、二相鋼は中程度の穏やかな条件下で一貫した耐久性を示している。



二相鋼パイプ (出典：Butting)

水素誘起による応力腐食への耐久性は、フェライト相の多少だけでなく、強度、温度、チャージ条件、負荷応力が関係する複雑な機能である。二相鋼は、水素割れしやすい性質もあるが、使用条件を細かく検証し制御すれば、その強度により、水素含有環境でも使用できる。最も顕著な用途例は、弱酸性ガスと塩水の混合物用の高強度鋼管である。図10は、塩化ナトリウムを含有する酸環境における2205の耐性と脆弱性の体系を示す (Ref. 10)。

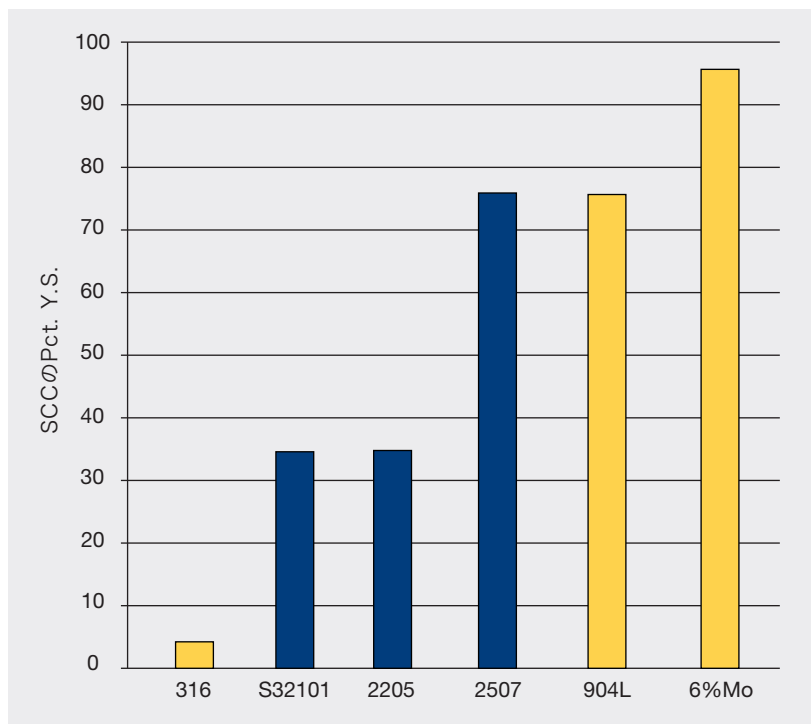


図9: 120°C(248°F)で塩化ナトリウム溶液を使った液滴蒸発試験における焼鈍済オーステナイト系および二相鋼の耐応力腐食割れ性(割れを生じさせる応力の降伏点を百分率で示す) (出典：Outokumpu社)

表 4: 実験室での加速試験による、未溶接二相鋼およびオーステナイト系ステンレス鋼の耐力力腐食割れ比較 (出典：諸文献)

鋼種	Type 304L Type 316L	3RE60	S32101 S32202	2205	25 Cr Duplex	Superduplex
42% MgCl ₂ 沸騰 154°C U曲げ	■	■	■	■	■	■
35% MgCl ₂ 沸騰 125°C U曲げ	■	■	■	■	■	■
液滴蒸発 0.1M NaCl 120°C 0.9xY.S.	■	■	■	■	■	■
ウィック試験 1500 ppm Cl NaCl 100°C	■	■	■	■	■	■
33% LiCl ₂ 沸騰 120°C U曲げ	■	■	■	■	■	■
40% CaCl ₂ 100°C 0.9xY.S.	■	■	■	■	■	■
25-28% NaCl 沸騰 106°C U曲げ	■	■	■	■	■	■
26% NaCl 加圧滅菌 155°C U曲げ	■	■	■	■	■	■
26% NaCl 加圧滅菌 200°C U曲げ	■	■	■	■	■	■
600 ppm Cl (NaCl) 加圧滅菌 300°C U曲げ	■	■	■	■	■	■
100 ppm Cl (海塩 + O ₂) 加圧滅菌 230°C U曲げ	■	■	■	■	■	■

■ 割れが予想される ■ 割れることがあり得る ■ 割れは予想されない ■ データ不足

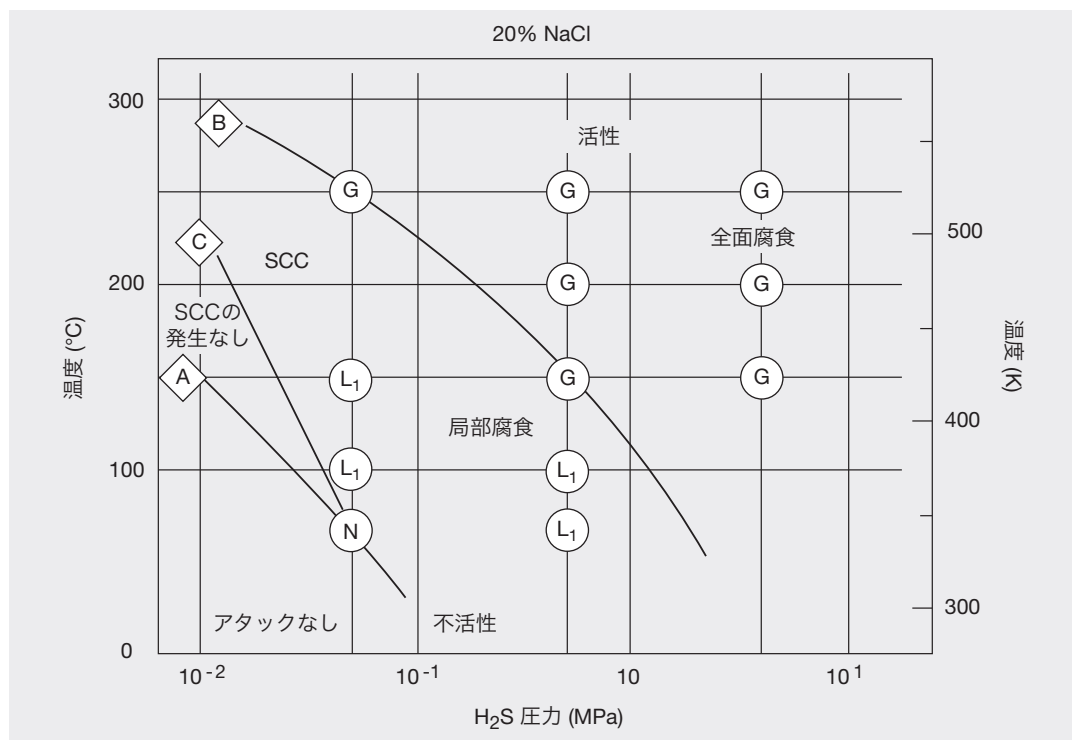


図 10: 電気化学予測および実験結果に基づく、2205二相鋼の20%ナトリウム塩化水素および硫化物環境での腐食

6 エンドユーザ規格書および品質管理

二相鋼加工の規格および品質管理の重要な実務的問題に、溶接後の特性保持がある。母材である二相鋼の化学成分と製造工程が適切で、正しい溶接方法後に良好な製品に仕上がることが重要である。

6.1 標準試験要件

6.1.1 化学成分

ASTMまたはEN規格は、第二世代二相鋼を選択する基準として適切である。窒素は、熱影響部 (HAZ) の過剰なフェライト相の生成回避と高い冶金安定性という点で有益である。二相鋼における窒素の上限は製鋼における窒素の溶解度であり、それは標準規格の窒素許容範囲の最大値として示される。しかし、窒素の最小値については、最適な溶接結果を得るために必要な水準を示さない場合がある。その例が2205の当初の規格だった S31803である (Ref. 11)。

S31803に許容される窒素0.08-0.20%Nの下限では、2205の熱処理や溶接の結果に一貫性がない。経験値によれば、2205の溶接加工には、「最小0.14%の窒素」が必要である。この最小値が頻繁に特定されるので、溶接が必要なエンドユーザーの便宜のために、2205のS32205バージョンが導入された。スーパー二相鋼も高い窒素許容範囲を持ち、ここでも窒素の重要性が反映されている。

PREN数式に基づく二相鋼のエンドユーザー用規格がある。PREN数値は、正確に均衡をとった成分群中の各鋼種の耐食性を比較するのに効果的である。一方、特定のPREN値を満たすために調整された成分は必ずしも適切な冶金均衡になるとは限らない。PRENは特定鋼種群から1鋼種を選択する助けにはなるが、1鋼種内の差異に関しては、クロムやモリブデンが窒素と置換可能なことを示す。しかし、冶金的には、クロムおよびモリブデンは、フェライト相や金属間化合物を促進するが、窒素はオーステナイトを促進し、金属間化合物の生成を抑制する。

そのため、二相鋼鋼種の成分の選択は、各鋼種の規格範囲の窒素をできるだけ上限に抑制した規格の標準鋼種に基づいて行なうのが最善である。成分がどのように規定されていても、加工で期待される結果の面で、溶接施工法の確認試験が有意義となるように、実際の加工材料は確認試験に使われるのと同じ材料でなければならない。

6.1.2 溶体化処理および冷却

化学成分に加えて、素材の焼鈍状態も一貫した溶接結果を得るために重要である。オーステナイト系 ステンレス鋼においては、焼鈍の目的は金属の再結晶化と炭素の溶体化である。低炭素のL-鋼種では、有害となる程度の炭化物を再生成するには長時間かかるため、ステンレス鋼の水冷、または空冷が比較的緩やかに行なわれる。しかし、二相鋼の場合、理想的な窒素含有量を持つものでも、臨界温度範囲に数分間露出されると、腐食と靱性に悪影響が生じる。(Ref. 12) 素材製品が緩やかに冷却される場合、素材が700-980°C(1300-1800°F)の温度範囲を通過するのに時間がかかるために、溶接など、さらなる高温への露出ができなくなる。そのため、溶接工が熱影響部 (HAZ)の金属間化合物の影響を受けずに溶接を行なえる時間は限られてしまう。

ASTMなどの規格では、二相鋼鋼種を「水冷や他の方法による急冷する方法」が認められているが、溶接に最適の冶金状態は、焼鈍温度から最速焼き入れを行なうことで得られる。しかし、これでは歪みと、水冷が起こす残留応力の増加への対応ができなくなる。鋼板薄板製品の場合、現在のコイル加工では空冷が非常に効果的であるが、厚板では、水冷が溶接に最適の冶金状態を作り出す。水冷前に厚板またはフィッティングを700- 980°C(1300-1800°F)の範囲に冷却すると、金属間化合物が生成される場合がある。

最適な作業開始条件を確実にするもう一つの方法は、素材を試験して、有害な金属間化合物の不在を確認することである。ASTM A 923³では、金属間化合物が有害水準に達していないことを明確にするために冶金試験、衝撃試験、腐食試験の実施を規定している。

3 ASTM A 923 二相鋼、オーステナイト系/フェライト系ステンレス鋼の有害金属間化合物を検知するための標準試験方法

この試験では、有害な析出発生の有無だけを判断する。EN標準には、同様の試験手順は含まれていない。この生産工程の試験により、工程中に有害金属間化合物が生成されないことが確認できる。この試験は、クロム炭化物析出によるオーステナイト系ステンレス鋼の鋭敏化を調査するASTM A 262⁴またはEN ISO 3651-2⁵ 試験と同様のものである。ASTM A 923は2205 (S31803 およびS32205)、2507、255、S32520だけを対象とするが、将来は他の二相鋼鋼種が加えられる可能性がある。加工者の多くは、溶接方法確認の一環として、これらや類似の試験、または他の認定基準を採用している。

6.2 特別試験要件

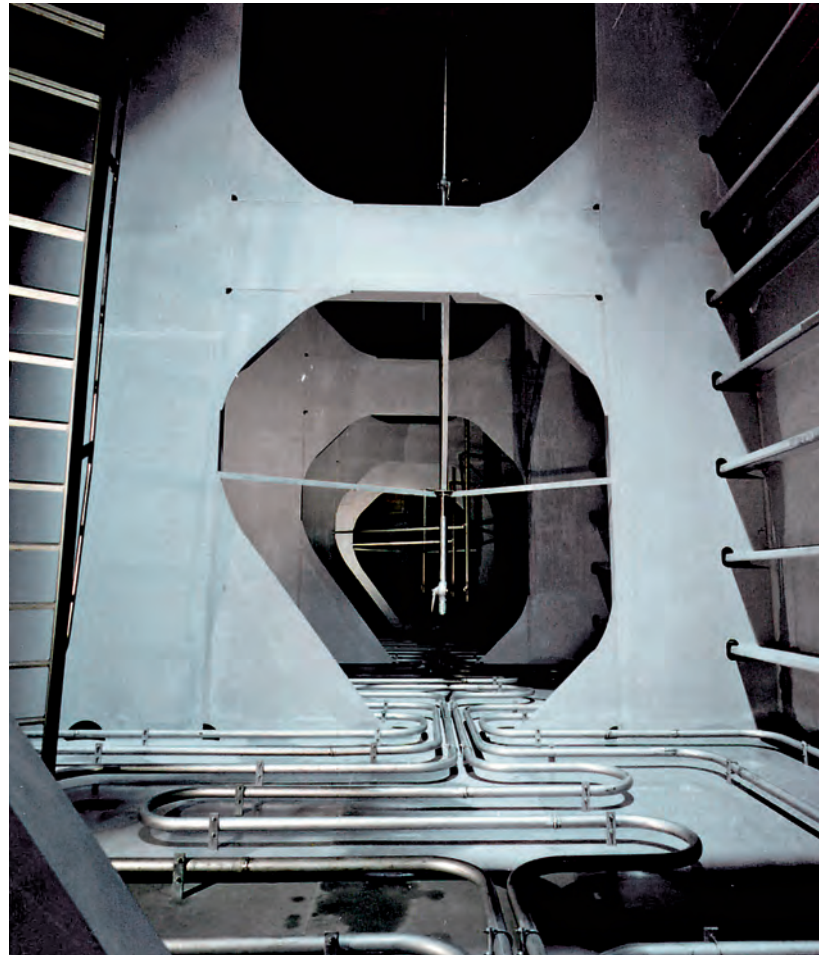
6.2.1 引張試験および硬さ試験

二相鋼は、オーステナイト系ステンレス鋼に比べて強度が高い。しかし、強度または硬度の最大値を規定するエンドユーザーの仕様書も見られる。こうした最大値の規定は、おそらく、未制御のマルテンサイトによって強度または硬度が高くなるマルテンサイト系ステンレス鋼の知見の名残りと思われる。しかし、二相鋼は冷却中にマルテンサイトを生成しない。二相鋼の強度および硬度の高さは、高窒素含有、二相鋼の構造自体、成形または矯正作業で生じる加工硬化の結果である。硬さ試験は、加工において過剰な冷却作用がなかったことを示す方法として有効である。しかし、この目的のために硬さ試験を行う場合、測定を断面の表面と中心の間の中点で行い、局部的および表層的に硬化する表面で行わないことが重要である。

6.2.2 曲げ試験

曲げ試験は素材に圧延による割れが生じていないことを示すが、重厚製品、小片、特定の形状をもつ製品などで行なうのは難しい。曲げ試験は、曲げた部分が、不合格な部分と必ずしも一致するとは限らないので、二相鋼の品質指標として確実な方法ではない。中心の金属間化合物の状態などは、曲げの方向性により、検知されにくい。

曲げ試験は、オーステナイト系ステンレス鋼、とりわけ、溶接部構造の収縮が大きいオーステナイト系では、溶接の高温割れのリスクがあるために、溶接方法確認の一環として一般的に使われている。



ケミカルタンカーの2205 (1.4462) タンク内部
(出典：ThyssenKrupp Nirosta社)

- 4 ASTM A 262 オーステナイト系ステンレス鋼における粒界攻撃に対する鋭敏性を検知するための標準作業要領
- 5 EN ISO 3651-2 ステンレス鋼の粒間腐食に対する耐久性の測定 - Part 2: 硫酸含有溶剤によるフェライト系、オーステナイト系およびフェライト・オーステナイト系 (二相鋼) ステンレス鋼の腐食試験

溶接の完全性に関する問題を検出するための曲げ試験の有用性は、二相鋼のフェライト相凝固、高温の伝導性、低温の熱膨張により、限定的である。曲げ試験は、試験部位が影響を受けた部位と正確に一致する場合、過剰なフェライト相を検出するが、加工製品の耐食性および靱性に有害な低水準の金属間化合物の生成は検出できない。

6.2.3 金属間化合物検出のための衝撃試験および金相試験

材料の特定または処理・加工の適性の判断に関して衝撃試験は2つの方法で利用できる。

- 過剰なフェライト相、金属間化合物の存在など不適切な材料を検知できる状況で試験を行なう
- 加工品が意図された用途を満たすのに十分な特性を持つことを示す。

第一の利用方法については、ASTM A 923が2205に対する試験方法を示している。ASTM A 923方法Bに記載される靱性の低下は、 $-40^{\circ}\text{F}/\text{C}$ 、54J (40 ft-lb) 以下の条件での標準的な縦方向のシャルピー試験における圧延・焼鈍製品の不適切な状態を示す。熱処理および焼入れが正しく行なわれたことを確認するために、ASTM A 923の方法B (または方法Cの腐食試験)を加工管理方法として、素材の各ヒート・ロット毎に行なう必要がある。しかし、ASTM A 923では、不合格ではなく、確認のためのスクリーニング審査として、組織観察 (方法A)を利用することを認めている。方法Aの実行には、金属組織を扱う高水準の技能が必要なため、エンドユーザーには、組織観察よりも方法Cの腐食試験のほうが適切であろう。これを要請する1つの方法は、腐食速度の報告を求めることである。

ASTM A 923の方法Aの利点の一つは、図7のASTM A 923の通り、センターライン金属間化合物が確定できることである。方法Aによる試験では、センターライン金属間化合物は、材料を不合格とするが、ASTM A 923方法Bの衝撃試験では、必ずしも当該材料が不合格になるとは限らない。センターライン金属間化合物が、成形、温度切断、溶接の過程で厚板の相間剥離を起こす可能性があるため、ユーザーは、方法BまたはCに加えて方法Aの試験を行なうことを要求し、センターライン金属間化合物が存在したら、いかなる材料も不

合格にする必要がある。ASTM A 923は、方法Aが不合格判定に用いられてはならないと規定しているが、エンドユーザーはより厳しい条件を要求することができる。ASTM A 923 図7のように厚みのある中間部近くにセンターライン金属間化合物が見られる材料は不合格とすべきである。

意図する用途よりも厳しい条件で、母材、溶着部、HAZを評価する衝撃試験の第二の利用方法は、費用効率が良く、確実な対応である。溶接の評価については、試験温度と確認基準が溶接タイプごとに特定され、使用条件に適切に関連するものでなければならない。その靱性は、溶体化処理済み二相鋼素材ほど高くない。溶接部の靱性低下は、必ずしも金属間化合物を生成させるものではなく、とりわけ、フラックス・シールド接合方法の場合には、酸素含有量の増加を意味することの方が多い。

ASMEは、9.5 mm (0.375インチ) 以上の板厚の二相鋼に対する新しい要求を発表した (Ref. 13)。この要求は、最低設計金属温度 (MDMT)以下でシャルピー衝撃試験を行ない、母材および製品溶接部が意図する用途に十分な靱性を持つことを横膨出量により評価する。このASMEの試験は、3個の試料を使用したシャルピー試験 (用途への適性を測定するさらに一般的な靱性測定法)の実施と、最小値と平均値の報告が必要な点で、ASTM A 923試験とは異なる。ASMEは、母材の各ヒートとフィラーの各ロットについて、母材、溶着部、HAZの試験を定めている。

経済的に確実な試験結果を得るためには、2つの試験温度のうち低い方 (ASTM A 923では $-40^{\circ}\text{C}/\text{F}$ またはASMEコードではMDMT)だけで行ない、3個の試料の衝撃エネルギーおよび横膨出量により靱性を測定することもできる。

6.2.4 金属組織または磁気測定により決定された相比

二相鋼素材のオーステナイト-フェライト相比は、化学成分の範囲を極めて狭く規定し、詳細まで規定された焼鈍作業で形成されるので、ヒート間またはロット間の差異は極めて小さい。通常、2205は40-50%のフェライト相を含有する。このため、焼鈍済みメーカー出荷材の相比を判定する価値は限られている。

しかし、フェライト相の決定は、熱影響部 (HAZ)の過剰なフェライト形成を防ぐための溶接方法の確認には適切である。二相鋼の相比の正確な測定には、通常、たとえばASTM E 562 (手動)または E 1245 (自動)などの組織観察、およびポイントカウントが必要である。二相鋼は、オーステナイト相とフェライト相の間にごく僅かな隙間しかない強磁性体であるため、同一の形状と金属組織を使った相比の参照資料がない限り、磁気検出法の信頼性は限定的である。AWS A4.2-91および EN ISO 8249⁶は、二相鋼溶接部のフェライトを磁気機器で計測し、フェライト番号FNで測定結果を報告する手順を説明している。溶接部で認められる相比範囲は、ベース金属のものより大幅に広い。ASTM A 923などの試験で示されるように、溶接部およびHAZの靱性および耐食性が許容できれば、25-75%の範囲のフェライトが二相鋼の目的とする特性を提供できる。FN 30-90の範囲の磁気測定は、許容できると思われる。

すでにサービス・センター、または、販売業者の在庫品となった材料の相比の測定は、工場生産中の材料を同じ要件で測定するよりもコストがかかる。サンプルを取って別個の試験を行えば、タイムリーな供給に支障をきたす恐れがある。

金属間化合物は非磁気性なので、シグマおよびカイ相の検知には磁気試験は使用できない。

6.2.5 腐食試験

ASTM A 923 方法Cに準じて溶体化処理を行ったメーカー製品の腐食試験は、有害な状況を検出するための、最も費用効率の良い試験方法である。金属間化合物の析出および過剰なフェライト相比の窒化クロムは、耐孔食性の低下という形で検出できる。これらの相は、適切に焼鈍された材料には標準的な、臨界孔食温度 (CPT)からの15°C以上の低下を引き起こす。サンプルの臨界孔食温度の測定には、1サンプルにつき ASTM G 48またはASTM G 150による多数の試験を行なう必要があり、比較的成本がかかる。しかし、単一の腐食試験 (ASTM A 923 方法 C) を標準的CPTより10から15°C低い温度で行えば、二相鋼に有害な相があるかどうかを検出できる。有害相の検知に腐食試験を使う場合、不合格の根拠として表面またはエッジの孔食も含める必要がある。実際の使用上では、エッジが露出される



大型橋への二相鋼鉄筋の適用 (出典：Hardesty & Hanover, LLP)

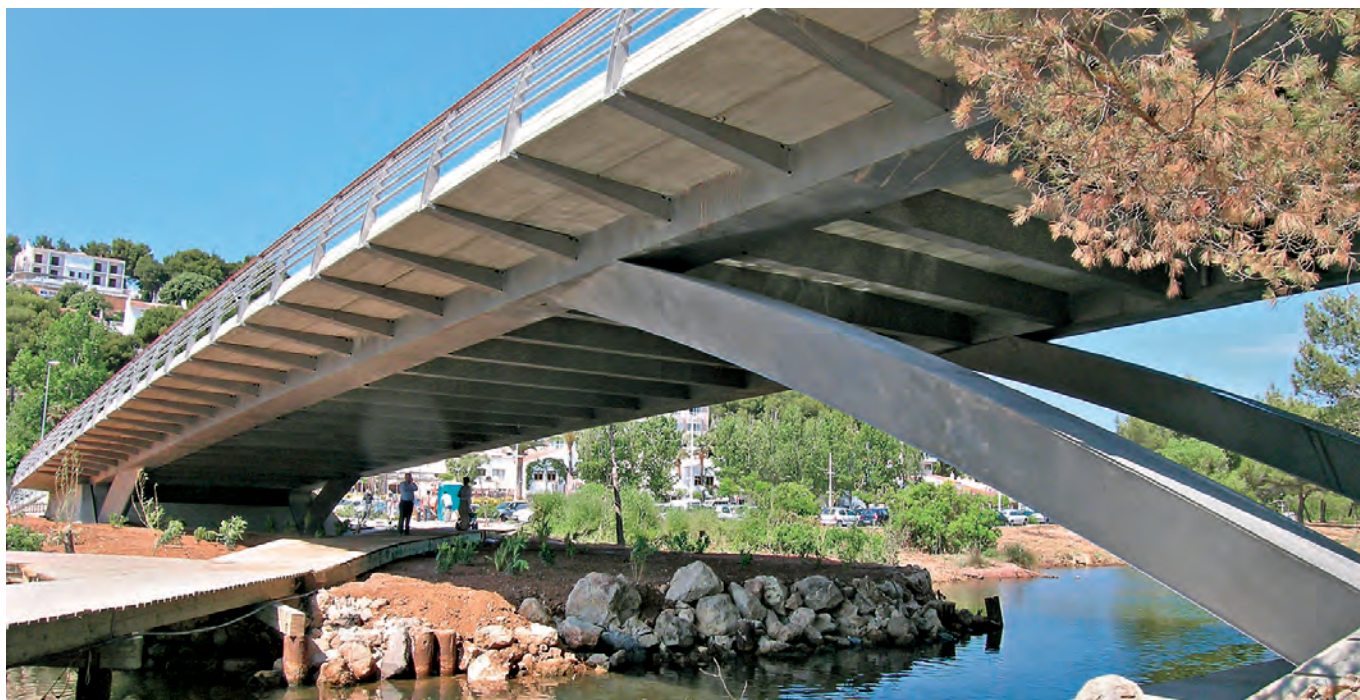
ことは無いかもしれないが、試験は金属間化合物を検知するためであり、エッジの孔食が評価に含まれる場合、センターラインにはより多くの金属間化合物が検知される可能性がある。

ASTM A 923の開発以前、腐食試験は一般的に「改定ASTM G 48試験」と呼ばれた。しかし、G48は材料承認試験というより、実験室での研究方法である。G48の試験要件はどちらのG48を行うのか、下記の試験に関する変動要因を明らかにしないと完全にはならない。

- 表面調整
- 試験温度
- 試験時間
- エッジの腐食を含むか含まないか
- 承認基準の定義

ASTM A 923は、メーカー製品に有害金属間化合物が存在しないことを費用面で効率良く、また比較的迅速に確認する承認試験である。ASTM A 923の方法Cは、腐食速度として承認基準を示している。

6 EN ISO 8249 溶接 -オーステナイト系および二相鋼フェライト-オーステナイト系 Cr-Ni ステンレス鋼 溶接材料のフェライト番号 (FN)の判定



2205 二相鋼を使って作られたメノルカ島カラ・ガルダナの橋梁 (出典：PEDELTA)

意外かも知れないが、孔食の検出のために、この方法は2つの理由で使われてきた。

1. 承認の基準を重量損失とすることによって、何が金属表面の孔食であるかという、非常に主観的になる恐れがある問題を回避できる。不合格になる重量損失は、測定には十分な大きさだが、24時間試験で金属間化合物の存在と関係する孔食などを検知するのに小さ過ぎるものである。
2. 腐食速度を利用すれば、全体の表面面積が確定している場合、ほとんど全てのサイズや形状のサンプルを試験することができる。

シャルピー試験が方向やノッチの位置に敏感なのに対し、腐食試験は信頼性が高く、サンプルの形状や位置に左右されない。腐食試験は、溶接方法の確認の一環として、また製品の溶接部のサンプルが入手できる場合には、費用効率の良い品質管理試験としても適切である。しかし、焼鈍済メーカー製品と溶接された継手部分の耐食性の違いを考慮する必要がある。適切に溶接された部分でも、溶接方法、シールドガス、材料である二相鋼の鋼種によって、母材よりも5から15°C低いCPTを示す場合がある。

6.2.6 製品の溶接および検査

二相鋼に発生し得る問題は、溶接士がすぐに認識できるものでなく、また非破壊検査で検出できるものでもない。溶接士は、製品の使用中の靱性および耐食性で評価される溶接の全体的品質は、規定の溶接方法を厳格に順守するか否かに左右されるという点を認識すべきである。規定の溶接方法からの逸脱は、工場では必ずしも検出できない場合もあるが、こうした逸脱が、安全で経済的な製品使用上のリスクとなる。

7 機械的性質

二相鋼は特異な機械的性質を有する。表5に標準的二相鋼の機械的性質を示す。溶体化された状態の室温における降伏点は、窒素を含有していない標準オーステナイト系ステンレス鋼の降伏点の2倍以上である。このため、用途によっては、設計技師は板厚を下げる事ができる。図11では、室温から300°C(570°F)の範囲で、数種類の二相鋼とType316Lオーステナイト系ステンレス鋼の標準的降伏点を比較している。475°C(885°F)でフェライト相が脆化するため、二相鋼は、压力容器設計コードの許容値よりも高い温度に長時間露出される用途に使用してはならない(表2参照)。

鍛造二相鋼の機械的性質は非常に異方性が強く、試験方法によって変化する。この異方性は、高温または低温圧延によって生じる伸長粒子および結晶構造に由来する(図2参照)。二相鋼の溶体化処理組織は標準的に等方性で

あるが、両方の相が存在する状態で圧延または鍛造され、その後、焼鈍が行なわれる。最終製品に二相が現れることによって加工の方向性が明らかになる。強度は、圧延方向よりも圧延に対して直角方向の方が高くなる。衝撃靱性は、ノッチが圧延方向に対して直角の方が、圧延方向よりも高くなる。測定靱性は、シャルピー試験試料の縦方向(L-T)の方が、他の試験方向よりも高くなる。二相鋼厚板の横方向の衝撃エネルギーは、標準的に縦方向サンプルの1/2から2/3である。

表 5. 二相鋼厚板のASTMおよびEN機械的性質の最低限界値

鋼種	ASTM				EN			
	UNS No.	降伏点 0.2% MPa (ksi)	引張強さ MPa (ksi)	伸び率 2" (%)	EN No.	耐力 Rp _{0.2} MPa (ksi)	引張強さ R _m MPa (ksi)	伸び率 A ₅ %
2304	S32304	400 (58)	600 (87)	25	1.4362	400 (58)	630 (91)	25
2205	S32205	450 (65)	655 (95)	25	1.4462	460 (67)	640 (93)	25
2507	S32750	550 (80)	795 (116)	15	1.4410	530 (77)	730 (106)	20

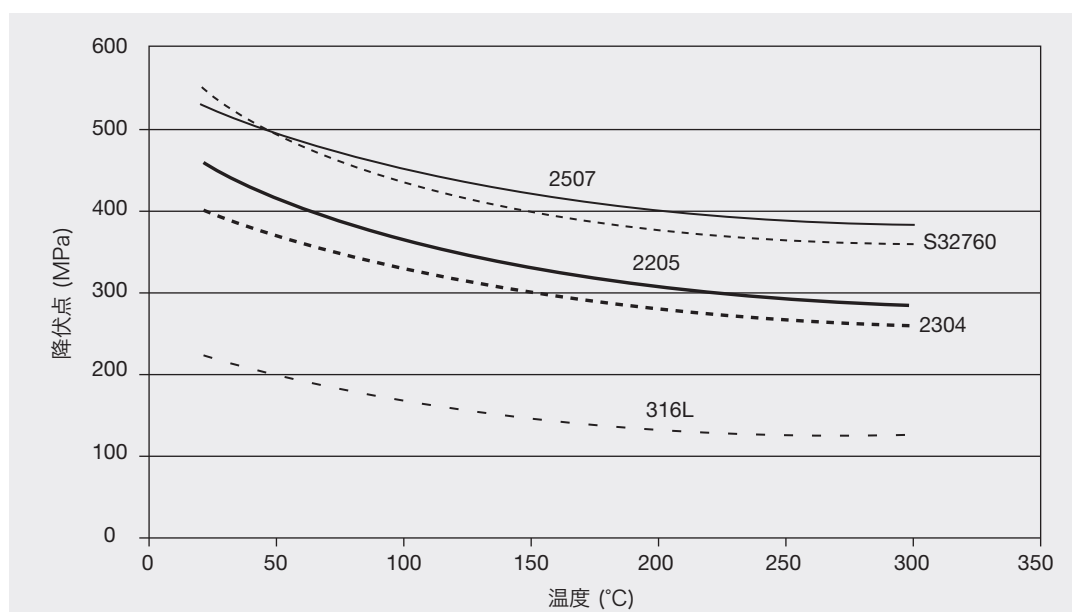


図 11: 室温から300°C(572°F)における二相鋼および316Lの標準的降伏点の比較 (出典: 加工者データシート)

表 6. ASTM A 240およびEN 10088-2の要件に準じた二相鋼およびオーステナイト系ステンレス鋼の延性比較

ASTM A 240			EN 10088-2			
UNS No.	鋼種	伸び率 min. (%)	EN No.	伸び率 min. (%)*		
				P	H	C
S32003		25				
S32101		30	1.4162	30	30	30
S32202		30	1.4062			
S32304	2304	25	1.4362	25	20	20
S32205	2205	25	1.4462	25	25	20
S32750	2507	15	1.4410	20	15	15
S30403	304L	40	1.4307	45	45	45
S31603	316L	40	1.4404	45	40	40

P = 熱間圧延 厚板 H = 熱間圧延 コイル C = 冷延コイルおよび鋼板 * 横方向

二相鋼には、強度が高いにもかかわらず、優れた延性と靱性がある。普通鋼やフェライト系ステンレス鋼と比較して、その脆性-延性移行はより段階的である。二相鋼は、-40°C/Fなどの低い気温でも優れた靱性を保持する。しかし、二相鋼の延性および靱性は、一般的にオーステナイト系ステンレス鋼よりも低い。オース

テナイト系ステンレス鋼は、一般的に脆性-延性遷移を示さず、極低温でも靱性を保持する。表6は、一般的なオーステナイト系および二相鋼の引張試験における延性の最低限界値の比較を示す。

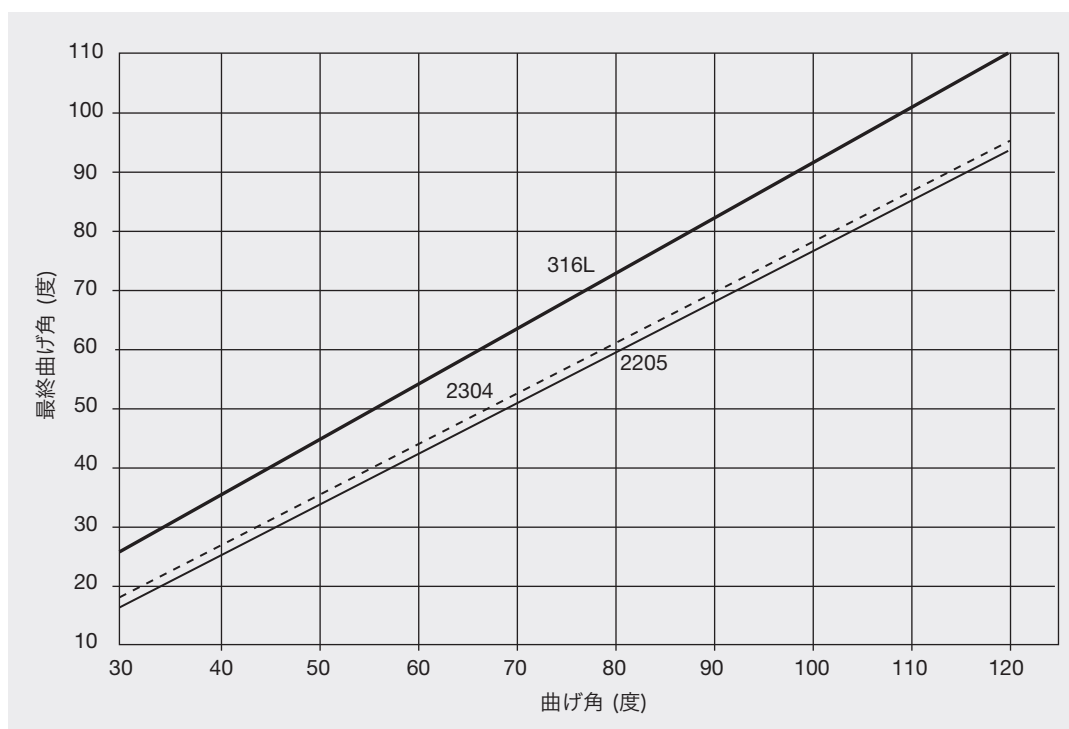


図 12. 二相鋼および316Lの板厚2 mm (0.08インチ) の鋼板のスプリングバック比較 (出典: Outokumpu社)

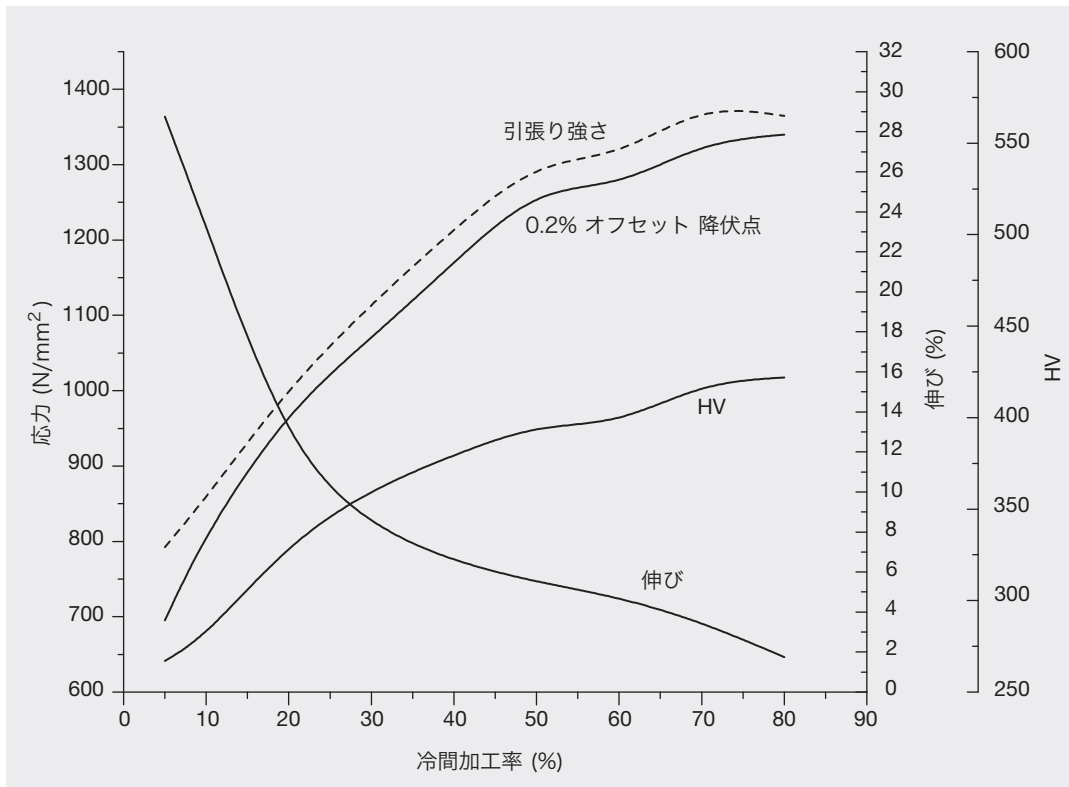


図13. 2205二相鋼の機械的性質への冷間加工の影響(出典：Baosteel社)

二相鋼の降伏点は高いため、座屈およびヤング率の限界により、板厚を下げる事が可能だが、加工中に問題を生じることもある。また強度が高いため、塑性変形には大きな力が必要になる。同レベルの曲げ加工と比較すると、二相鋼の場合、曲げ加工後のスプリングバックは、オーステナイト系ステンレスより大きくなる。(解説：曲げ加工での塑性変形により、ステンレス鋼はある程度、その変形を失うが、その度合いは二相鋼の方がオーステナイト系ステンレス鋼よりも大きい。これは、二相鋼の機械的性質が、オーステナイト系よりも高いからでもある。) 図12は、二相鋼およびType316Lオーステナイト系ステンレス鋼のスプリングバックの比較を示す。二相鋼は、オーステナイト系ステンレス鋼より延性が小さく、割れを避けるためには、より大きな曲げ半径が必要となる。

二相鋼は、硬度および加工硬化率が高いため、一般的には機械加工における工具寿命を短縮したり、標準的オーステナイト系鋼種よりも多くの機械加工時間を必要とする。二相鋼の延性はオーステナイト系ステンレス鋼の約半分であるため、焼鈍工程が成形または曲げ加工の間に必要になる可能性がある。図13は、2205の機械的性質への冷間加工の影響を示す。



ブルドーベィでの24インチ絶縁2205パイプの垂直支柱の取り付け(出典：Arco Exploration and Production Technology社)

8 物理的性質

表7は、一部の二相鋼の室温での物質的性質を示し、表8は一部の高温値を示す。データには比較のために、普通鋼およびオーステナイト系ステンレス鋼の数値も含まれている。

鋼種の物理的性質は、オーステナイト系ステンレス鋼と普通鋼の物理的性質の間だが、オーステナイト系ステンレス鋼の方に近い。

いずれの場合も、二相鋼鋼種間の物理的性質の差異はごく僅かであり、おそらく試験方法の違いを反映したものと思われる。各二相鋼

表 7: 二相鋼と普通鋼およびオーステナイト系ステンレス鋼の室温での物理的性質の比較 (出典：加工者データシート)

鋼種	UNS No.	密度		比熱		電気抵抗率		ヤング率	
		g/cm ³	lb./in ³	J/kg K	Btu/lb.°F	micro Ω m	micro Ω in.	GPa	x10 ⁶ psi
普通鋼	G10200	7.64	0.278	447	0.107	0.10	3.9	207	30.0
Type 304	S30400	7.98	0.290	502	0.120	0.73	28.7	193	28.0
Type 316	S31600	7.98	0.290	502	0.120	0.75	29.5	193	28.0
Type 329	S32900	7.70	0.280	460	0.110	0.80	31.5	200	29.0
	S31500	7.75	0.280	482	0.115			200	29.0
	S32101	7.80	0.281	500	0.119	0.80	31.5	200	29.0
2304	S32304	7.75	0.280	482	0.115	0.80	31.5	200	29.0
	S31803	7.80	0.281	500	0.119	0.80	31.5	200	29.0
2205	S32205	7.80	0.281	500	0.119	0.80	31.5	200	29.0
	S31260	7.80	0.281	502	0.120			200	29.0
	S32750	7.85	0.285	480	0.114	0.80	31.5	205	29.7
255	S32550	7.81	0.282	488	0.116	0.84	33.1	210	30.5
	S39274	7.80	0.281	502	0.120			200	29.0
	S32760	7.84	0.281			0.85	33.5	190	27.6
	S32520	7.85	0.280	450	0.108	0.85	33.5	205	29.7
2507	S32750	7.79	0.280	485	0.115	0.80	31.5	200	29.0

表 8: 二相鋼と普通鋼およびオーステナイト系ステンレス鋼の高温での物理的性質の比較 (出典: 加工者データシート)

鋼種	UNS No.	20°C (68°F)	100°C (212°F)	200°C (392°F)	300°C (572°F)	400°C (754°F)	500°C (932°F)
GPa表示の温度差異による張力の弾性率 (ksi x 1,000)							
普通鋼	G10200	207 (30.0)					
Type 304	S30400	193 (28.0)	192 (27.9)	183 (26.6)	177 (25.7)	168 (24.4)	159 (23.0)
Type 329	S32900	200 (29.0)	195 (28.0)	185 (27.0)			
	S31500	200 (29.0)	190 (27.6)	180 (26.1)	170 (24.7)	160 (23.2)	150 (21.8)
	S32101	200 (29.0)	194 (28.0)	186 (27.0)	180 (26.1)		
2304	S32304	200 (29.0)	190 (27.6)	180 (26.1)	170 (24.7)	160 (23.2)	150 (21.8)
	S31803	200 (29.0)	190 (27.6)	180 (26.1)	170 (24.7)	160 (23.2)	150 (21.8)
2205	S32205	200 (29.0)	190 (27.6)	180 (26.1)	170 (24.7)	160 (23.2)	150 (21.8)
255	S32550	210 (30.5)	200 (29.9)	198 (28.7)	192 (27.8)	182 (26.4)	170 (24.7)
	S32520	205 (29.7)	185 (26.8)	185 (26.8)	170 (24.7)		
2507	S32750	200 (29.0)	190 (27.6)	180 (26.1)	170 (24.7)	160 (23.2)	150 (21.8)
10 ⁻⁶ /K (10 ⁻⁶ /°F)表示の熱膨張係数 - 20°C (68°F) から T							
普通鋼	G10200	NA	12.1 (6.70)	13.0 (7.22)		14 (7.78)	
Type 304	S30400	NA	16.4 (9.10)	16.9 (9.40)	17.3 (9.60)	17.6 (9.80)	18.0 (10.0)
Type 329	S32900	NA	10.9 (6.10)	11.0 (6.30)	11.6 (6.40)	12.1 (6.70)	12.3 (6.80)
	S31500	NA	13.0 (7.22)	13.5 (7.50)	14.0 (7.78)	14.5 (8.06)	15.0 (8.33)
	S32101	NA	13.0 (7.22)	13.5 (7.50)	14.0 (7.78)		
2304	S32304	NA	13.0 (7.22)	13.5 (7.50)	14.0 (7.78)	14.5 (8.06)	15.0 (8.33)
	S31803	NA	13.0 (7.22)	13.5 (7.50)	14.0 (7.78)	14.5 (8.06)	15.0 (8.33)
2205	S32205	NA	13.0 (7.22)	13.5 (7.50)	14.0 (7.78)	14.5 (8.06)	15.0 (8.33)
255	S32550	NA	12.1 (6.72)	12.6 (7.00)	13.0 (7.22)	13.3 (7.39)	13.6 (7.56)
	S32520	NA	12.5 (6.94)	13.0 (7.22)	13.5 (7.50)		
2507	S32750	NA	13.0 (7.22)	13.5 (7.50)	14.0 (7.78)	14.5 (8.06)	15.0 (8.33)
W/m K表示の温度差異による温度伝導性(Btu in/hr ft ² °F)							
普通鋼	G10200	52 (360)	51 (354)	49 (340)		43 (298)	
Type 304	S30400	14.5 (100)	16.2 (112)	17.8 (123)	19.6 (135)	20.3 (140)	22.5 (155)
Type 329	S32900						
	S31500	16.0 (110)	17.0 (118)	19.0 (132)	20.0 (138)	21.0 (147)	22.0 (153)
	S32101	15.0 (105)	16.0 (110)	17.0 (118)	18.0 (124)		
2304	S32304	16.0 (110)	17.0 (118)	19.0 (132)	20.0 (138)	21.0 (147)	22.0 (153)
	S31803	16.0 (110)	17.0 (118)	19.0 (132)	20.0 (138)	21.0 (147)	22.0 (153)
2205	S32205	16.0 (110)	17.0 (118)	19.0 (132)	20.0 (138)	21.0 (147)	22.0 (153)
255	S32550	13.5 (94)	15.1 (105)	17.2 (119)	19.1 (133)	20.9 (145)	22.5 (156)
	S32520	17.0 (118)	18.0 (124)	19.0 (132)	20.0 (138)		
2507	S32750	16.0 (110)	17.0 (118)	19.0 (132)	20.0 (138)	21.0 (147)	22.0 (153)

9 切断

オーステナイト系ステンレス鋼および普通鋼の標準的加工方法は、二相鋼の切断にも使用できる。しかし、機械的性質および温度反応の差異を考慮したパラメーターの調整が必要である。

9.1 鋸引き

二相鋼は、強度および加工硬化率が高く、チップブレーカーとして機能する含有物がほとんど無いため、普通鋼よりも鋸引きが難しい。ブレードが冷却剤を加工材まで運べるように、強力な機械、強力なブレード配列、歯の荒いブレード、低速から中速の切断速度、冷却剤（出来れば潤滑および冷却機能を持つ合成エマルジョン）の大量投入と十分な流量があれば、最適な結果を得ることができる。切断速度と冷却材はType316オーステナイト系ステンレス鋼と同じにする必要がある。

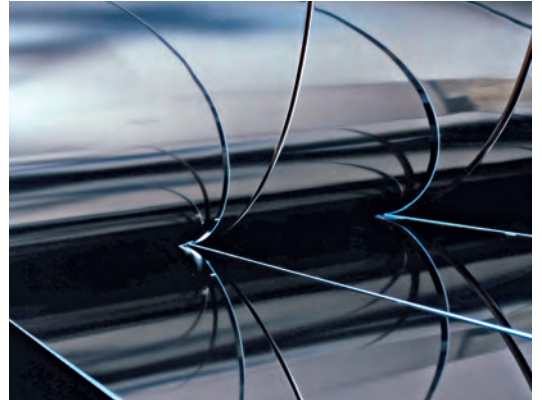
9.2 せん断

二相鋼は、通常は特別な調整なしで、Type 304およびType 316のせん断に使用すると同じ機器を使ってせん断できる。しかし、二相鋼のせん断強度が大きいので、せん断性能の高い機器を使用するか、せん断板厚を下げる必要がある。

ステンレス鋼のせん断強度は、熱延厚板および冷延鋼板の最大引張強さの約58%である。実際のせん断強度にもよるが、二相鋼はより厚いType 316ステンレス鋼と同様の挙動を見せる。そのため、特定のせん断機で切断できる2304または2205二相鋼の厚みの最大値は、Type 304または316の約85%である。特定のせん断機で切断できるスーパー二相鋼の厚みの最大値は、一般的なオーステナイト系鋼種の約65%である。

9.3 スリット

二相鋼コイルまたはストリップのスリットには、従来のコイルスリッターが使われる。ステンレス鋼コイルは、ペイオフ・リールから、円形スリッターナイフを含むスリッピング・ラインのアーバーの上部および下部を通じてフィードされ、巻取りリールがスリット幅のコイルを巻き取る。スリッターナイフの位置は、目的のスリット幅のコイル製品に合わせて調節できる。二相鋼は、オーステナイト系ステンレス鋼より強度が高いため、スリッターナイフの摩耗や、スリット・エッジの安定性を制御するのが難しい。二相鋼コイルのスリット・エッジを適切な品質に維持するには、スチールまたはカーバイド・スリッターナイフを使用する必要がある。



二相鋼のスリット（出典：ThyssenKrupp Nirosta社）

9.4 打抜き

打抜きは、難度の高いせん断の一形態と見なされる。二相鋼は、高い強度、速い加工硬化、強い対断裂性のために打抜きを行うのは比較的難しく、工具の摩耗も早い。この作業の知見はあまり蓄積されておらず、二相鋼は、厚みが2倍のオーステナイト系ステンレス鋼と同じような挙動を見せるとする指針は、この作業を行う際の良い入門ガイドとなるだろう。窒素を多く含有する高合金二相鋼では、打抜きは極度に難しくなる。

9.5 プラズマ切断およびレーザー切断

二相鋼の切断には、オーステナイト系ステンレス鋼と同じプラズマ切断およびレーザー切断機がよく使用される。二相鋼の若干高い熱伝導性と一般的に低い硫黄含有量は、最適なパラメーターに若干影響を及ぼす可能性があるが、特別な調整なしでも満足できる結果は得られる。プラズマ切断加工の熱影響部（HAZ）の幅は、一般的に切断が厚板または鋼板から急冷を伴う一回のパスで素早く行なわれるため、約0.25 mm (0.010 インチ)と狭い。溶接個所の通常の機械加工および溶接中の隣接母材の溶解によって、プラズマ切断加工によるHAZは取り除かれる。

10 成形

10.1 熱間成形

二相鋼は、1230°C(2250°F)までの比較的低温成形荷重に対して優れた熱間成形性を示す。しかし、熱間成形が低温で行われるとより強度が弱く、延性の低いフェライト相に変形が蓄積しその結果、変形部位のフェライト相に割れが生じる。さらに、熱間成形温度が極端に低くなると、多くのシグマ相に析出物が生成される。

大半のメーカーは、熱間成形温度を最大値1100°C(2000°F)から1150°C(2100°F)の間にするように推奨している。この上限温度の推奨は、部位の寸法安定性に及ぼす高温の影響、および温度上昇に伴いスケール発生傾向が増大するためである。高温では、二相鋼は支持材がなければ軟化し、容器ヘッドやパイプなど二相鋼を使った部品は、炉内でゆがんだり、たるんだりする。こうした高温では、加工材が特定の熱間成形には耐えられないほど軟化してしまう場合もある。図9は、推奨される熱間成形の温度範囲及びソーキング温度の最小値を示す。この範囲の最高温度で熱間成形を開始することでもないし、常に推奨されることでもない。しかし、加工材は、熱間成形の前に少なくともソーキング温度の最小値には達する必要がある。炉は、シグマ相が生成される温度範囲を通る緩慢な加熱を避けるため、ホット・チャージにする必要がある。

二相鋼の熱間成形を適正に行なうには、温度の均一性が重要である。加工材の形状が小型でない場合は、他の大部分よりもエッジが大幅に低い温度になり、この低温部位に割れが生じる可能性がある。この割れを避けるためには、部品が局部的に熱間加工温度の最小値よりも冷たくなる危険がある場合、再加熱する必要がある。推奨される熱間成形温度範囲

の最低値は、加工材（とりわけエッジまたは薄い部分）の温度均一性が確保できる場合にのみ、下げることができる。

厚物部品に関しては、水冷が金属間化合物の析出を防ぐのに十分な速度で行なわれるかどうかを検討すべきである。厚板部品の場合、板厚の上限は2205mm厚板では約150 mmから200 mm (6-8インチ)、スーパー二相鋼では75 mmから125 mm (3-5インチ) であるが、正確な上限は二相鋼の成分と焼入れ設備の効率によって違ってくる。簡単な管状部品では、直径上限は約375 mm (15インチ)である。完成部品の内径が貫通している場合、最終熱処理前にこの開口部を突き通すか機械加工すれば、その部品の最終焼鈍後の冷却は大幅に改善される。

10.1.1 溶体化処理

熱間成形後には、機械的性質と耐食性を十分に回復するために完全溶体化処理とその後に急冷却を行うことを推奨する。（解説：熱間成形は、一般的に残留応力により室温での強化現象を引き起こす。合金元素をより多く含む二相鋼の場合、金属間化合物のさらなる析出現象が起こる可能性がある。これが、延性と耐食性の損失を引き起こす。延性と耐食性を回復するためには、補足的な焼鈍処理が推奨される。）加工材の温度は、溶体化処理の最小温度より高くし、金属間析出物を溶解させるに十分な時間と保持が必要である。確実なガイドラインとしては、その温度での保持時間は、当該部品が前回の完全焼鈍後で温度範囲650-980°C(1200-1800°F)時間と同じにすべきである。こうした部品は、溶体化処理温度から水冷を行なう必要がある。

表 9: 二相鋼の熱間成形温度範囲および最小ソーキング温度 (比較のために標準的なオーステナイト系鋼種も含まれる) (出典：加工者データシート)

鋼種	UNS No.	EN No.	熱間成形温度範囲		最小ソーキング温度	
			°C	°F	°C	°F
	S32101	1.4162	1100から900	2000から1650	950	1750
2304	S32304	1.4362	1150から950	2100から1740	980	1800
2205	S32205	1.4462	1230から950	2250から1740	1040	1900
2507	S32750	1.4410	1230から1025	2250から1875	1050	1920
	S32520	1.4507	1230から1000	2250から1830	1080	1975
	S32760	1.4501	1230から1000	2250から1830	1100	2010
304	S30400	1.4301	1205から925	2200から1700	1040	1900
316	S31600	1.4401	1205から925	2200から1700	1040	1900

当該部品は最終焼鈍後、焼き入れ場所に移送される間、700-1000°C(1300-1830°F)の温度範囲に数分間も留めてはならない。表10は、二相鋼の溶体化処理温度の最小値を示す。

溶体化処理温度では二相鋼は非常に軟化し、適切な支持材がなければ加工部品に反りや歪みが生じやすい。これは、管状部品（とりわけ、大口径で肉厚が薄い場合）では深刻な問題である。二相鋼製品の再成形や反りの矯正は室温での二相鋼は高強度のためにオーステナイト系ステンレス鋼より難しい。焼鈍時間の短縮、焼鈍温度範囲への緩やかな加熱、推奨焼鈍温度よりも低い温度の使用によって歪みを最小限に留めようとする、金属間化合物の不溶解、または、さらに多くの金属間化合物の生成を引き起こす恐れがある。これは、耐食性および硬度低下につながる。

冷間加工成形または矯正作業を軽減するために応力除去処理を行うことは推奨できない。二相鋼は優れた耐塩化物応力腐食割れ性を有しており、応力除去処理によるその改善効果はわずかである。耐食性と硬度を下げる金属間化合物生成の危険を伴わずに応力除去を行うのに適した温度は溶体化処理温度以下では存在しない。

10.2 温間成形

成形作業を促進するために、素材部品を温間加熱にすることは有効な場合もある。しかし、二相鋼を315°C(600°F)を超えて加熱時間を長時間にすると、475°C(885°F)脆化により常温での硬度、耐食性に不具合が生じる場合もある(図5参照)。

表10:二相鋼の溶体化処理温度の最小値 (出典：加工者データシートおよびASTM A 480)

鋼種	UNS No.	最低焼鈍温度	
		°C	°F
2304	S32304	980	1800
	S32003	1010	1850
	S32001	1040	1900
	S32101	1020	1870
	S32202	980	1800
2205	S82011	1010	1850
	S32205	1040	1900
	S32506	1020から1120	1870から2050
255	S32520	1080から1120	1975から2050
	S32550	1040	1900
2507	S32750	1025から1125	1880から2060
	S32760	1100	2010

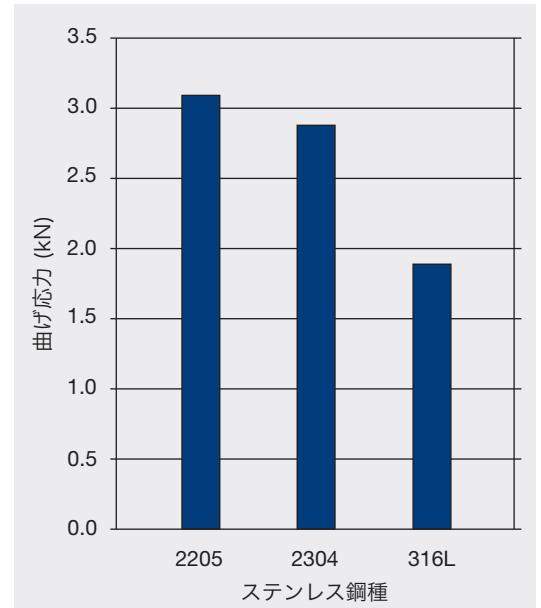


図 14: 幅50 mm (2インチ)、厚さ2 mm (0.081インチ) の2304、2205、316Lの各試験サンプルに塑性変形が生じ始めるのに必要な応力の最小値 (出典：Outokumpu社)

る(図5参照)。高温では、金属間化合物の析出からより急速で有害な影響が生じる危険がある。これらの相は成形加工を妨げないので、成形のために二相鋼を加熱することは可能である。約300°C(570°F)以上の温度で成形加工を行う場合、ステンレス鋼の機械的性質と耐食性を回復するために完全溶体化処理を行う必要がある。(解説:300°C以上の高温では、延性が低下し、シグマ相やカイ相などの金属間化合物の生成により、フェライト相の構造変形が起こり得る。これら金属間化合物は、二相鋼の耐食性に有害な影響を及ぼす。) (表10参照)

10.3 冷間成形

二相鋼は、さまざまな加工で優れた成形性を示す。二相鋼の主な用途は、鋼管圧延、プレス成形、加圧成形または圧延による容器類の鏡板成形などの比較的単純な成形で対応可能なものである。こうした用途のほとんどで最も重要なのは、二相鋼の高強度および成形機の性能である。一般的な初期の概算では、二相鋼の成形性は、板厚が2倍の300シリーズのオーステナイト系鋼と類似している。図14は数種類のステンレス鋼に関する曲げ加工で塑性変形が生じるのに必要な応力の最小値の比較である。二相鋼を使えば板厚を下げるのが可能だが、その値は降伏点の上昇によって予想よりも小さくなる。

機器の性能が十分な場合でも、二相鋼の高強度によってスプリングバックが大きくなる点に留意する必要がある(図12参照)。

オーステナイト系ステンレス鋼に比べて二相鋼の延性が低い点も考慮しなければならない。多くのオーステナイト系鋼では最低40%の伸びが必要とされるのに比べ、二相鋼はほとんどの規格で最低15から30%の伸びが必要とされている。実際の伸びは多少大きくなるが、これらの最小値による数式は適切で、冷間成形作業の良いガイドとなる。二相鋼は、延性が低いため、オーステナイト系鋼よりも大きな曲げ半径、または厳しい成形や複雑な成形では中間焼鈍が必要となる。

10.4 プレス成形

二相鋼は、簡単にプレス成形ができる。しかし、多くの場合、二相鋼は、オーステナイト系ステンレス鋼、普通鋼、フェライト系ステンレス鋼が最適材とされてきた部位の代替として使用されている。最初の試用は、板厚を変えずに行なわれることが多い。二相鋼の高強度により、板厚を下げることは可能かつ正当だが、再設計の費用がかかるため、軽量化とそれによるコスト削減が先送りされる場合もある。ほとんどの場合、板厚を下げることによって実際には成形が容易になる。それにもかかわらず、二相鋼の最初の試用では、成形は「難しい」と見られている。

普通鋼またはフェライト系ステンレス鋼の成形を比較してみると、問題はほとんど全て強度およびスプリングバックに関連していることがわかる。二相鋼は、降伏点が約30から50%高い。フェライト鋼には限定的な加工硬化しか発生せず、作業負荷は比較的低い。二相鋼は強度が高く、スプリングバックが問題になる。一方、二相鋼の延性は、過度の曲げによりスプリングバックを補うことができる。また、フェライト鋼と比較して、二相鋼は圧延方向に対する曲げ方向の影響を受けにくい。二相鋼は、二相鋼構造の圧延により、機械的性質の異方性を示すが二相鋼の延性の方が高いため、フェライト鋼よりも実際の影響は小さい。

フェライト系ステンレス鋼板の成形は深絞り性を利用している。この作業において、鋼板は金型に絞り込まれる時に、最も板厚減少が小さい面に変形する。フェライト系ステンレス鋼では、この成形性は金属組織構造の発生によって大きく高められている。二相鋼鋼板のこの挙動はほとんど注目されないが、二相鋼構造で同程度の目標とする挙動は期待できない。二相鋼の深絞りの技術は、フェライト系やオーステナイト系ステンレス鋼の関連技術とは大きく異なる。

さらに多くの場合、二相鋼とオーステナイト系ステンレス鋼を比較すると強度が高く、延性が低い二相鋼は調節が必要である。二相鋼の張出成形は、フェライト相によって制限されており、二相鋼には高い張出を有するオーステナイト系ステンレス鋼の大きな加工硬化性は見られない。

10.5 スピニング成形

二相鋼は、強度と耐食性(とりわけ耐塩化物応力腐食割れ性)のために、遠心分離機のような回転部分に使うのに適している。スピニング成形は経済的な方法で、これらの部品の加工に多用される。

スピニング成形は、機器およびオペレーターの技能に依存する複雑な作業である。オーステナイト系ステンレス鋼の成形は通常、この方法によるが多くの場合、成形過程での延性回復に複数回の中間焼鈍が必要となる。二相鋼のスピニング成形の知見は限定的であるが、それによるとオーステナイト系ステンレス鋼よりも板厚を下げる調整を行わない場合は、とりわけ成形負荷が非常に高くなる。設備の性能と強度が十分であれば二相鋼のスピニング成形は順調に行われるが、延性が低いためオーステナイト系鋼種より頻繁に中間焼鈍を行なう必要がある。スピニング成形のためには、母材の平坦度と「クラウン」の最小化が重要となる。しかし、ローラーレベリングなど負荷のかかる機械的平坦化はスピニング成形の第一段階での延性を減損させる可能性がある。二相鋼の部材の中には、650°C(1200°F)以上の温度でスピニング成形を行ない、その後、完全溶体化処理を行なうものがある。

11 二相鋼の機械加工

二相鋼の降伏点は通常、窒素を含有しないオーステナイト系鋼種の約2倍であり、その当初の加工硬化率は、多くのオーステナイト系鋼種の加工硬化率と同等か、それ以上である。二相鋼が機械加工される際に発生するチップは硬く、工具を摩耗させ、特に合金比率のより高い二相鋼ではこの現象が顕著である。二相鋼は加工時に硫黄含有を低く抑えられているためチップの粉碎を促進する要因はほとんどない。

そのため、二相鋼は、通常、同等の耐食性を持つ300-シリーズ・オーステナイト系ステンレス鋼よりも機械加工が難しい。二相鋼の機械加工には通常、より大きな切断性能が求められ、工具の摩耗も速くなる。また、とりわけ超硬工具の使用時にはオーステナイト系に比べて機械加工性が難しくなる。図15は、数種類の二相鋼およびType316の機械加工性指数の比較を示す。注意すべき点は、Type316ステンレス鋼に比べてNi含有量の低い二相鋼S32101の機械加工性が高いことである。

11.1 二相鋼の機械加工のための一般的手引き

以下の機械加工の手引きは、一般的に全てのステンレス鋼に適用できるが、特に二相鋼に重点を置いたものである。

- 工具および加工対象物の取り付けが極めて強く、頑丈で強力な剛性の高い機械を使用すること。(類似の切断を行うのに要求される切断性能は、標準的に二相鋼の方がオーステナイト系ステンレス鋼よりも大幅に大きい)。
- 工具の延長コードは可能な限り短くして、振動を最小限にする。
- 必要最小限のノーズ半径の工具を使用する。
- 適切な強度を保ちながら「鋭い」エッジを形成する炭化物のエッジ形状を優先する。
- 機械加工の順序は、常に切断の深さが前工程で硬化した層よりも下になるように設計する。

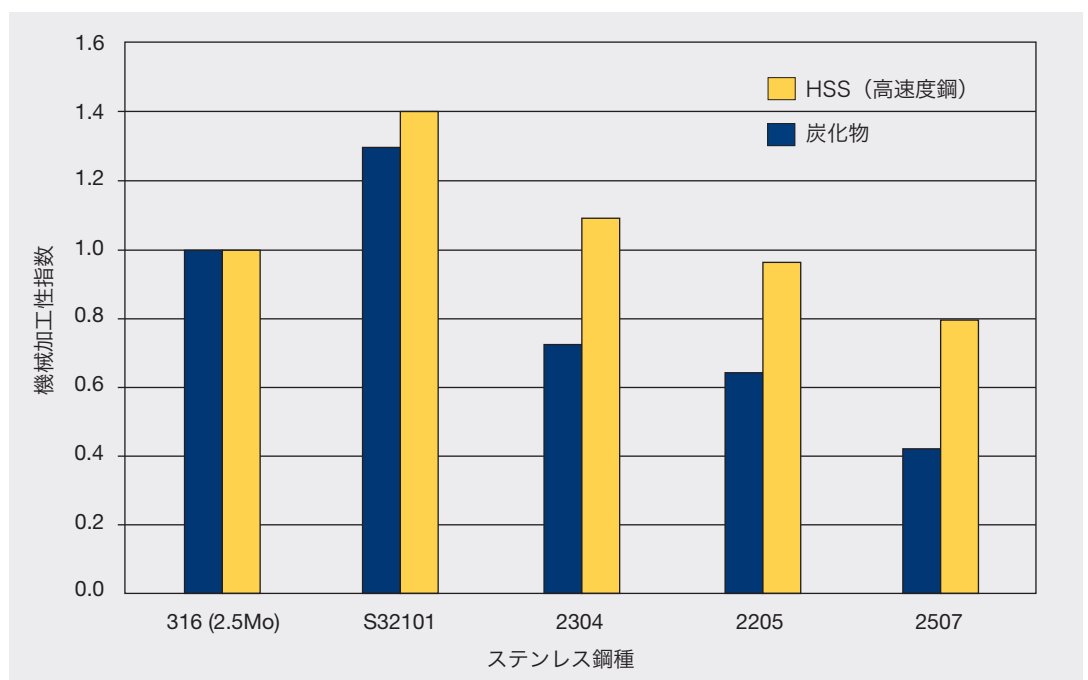


図 15. 超硬工具および高速度鋼超硬工具と高速度鋼工具を使用した場合の二相鋼とType316(2.5Mo)の機械加工性の比較 (出典：Outokumpu社)

- エッジ部分への凝着や急速な摩耗を避けるために、過大なスピードを避け適度なスピードで加工する。
- 定期的に工具を交換または再研磨し、鋭いエッジを確保する。
- 超高圧 (EP) 添加剤および冷却剤/潤滑剤を使った、切断オイルまたはエマルジョンを十分に使用する。
- 凸型チップブレーカ付の超硬インサートを使う。

11.2 旋盤加工と面削り

旋盤加工および面削り作業には多くの変動要因があるため、あらゆる状態に対応できる方法を推奨することは不可能である。図16と表11は旋盤加工と切断の一般的手引きである。超硬工具は、旋盤加工に使用でき高速度鋼工具よりも高速で作業ができる。しかし、超硬工具は、工具および加工対象物の剛性にさらなる注意が必要であり、断続切削は避けるべきである。

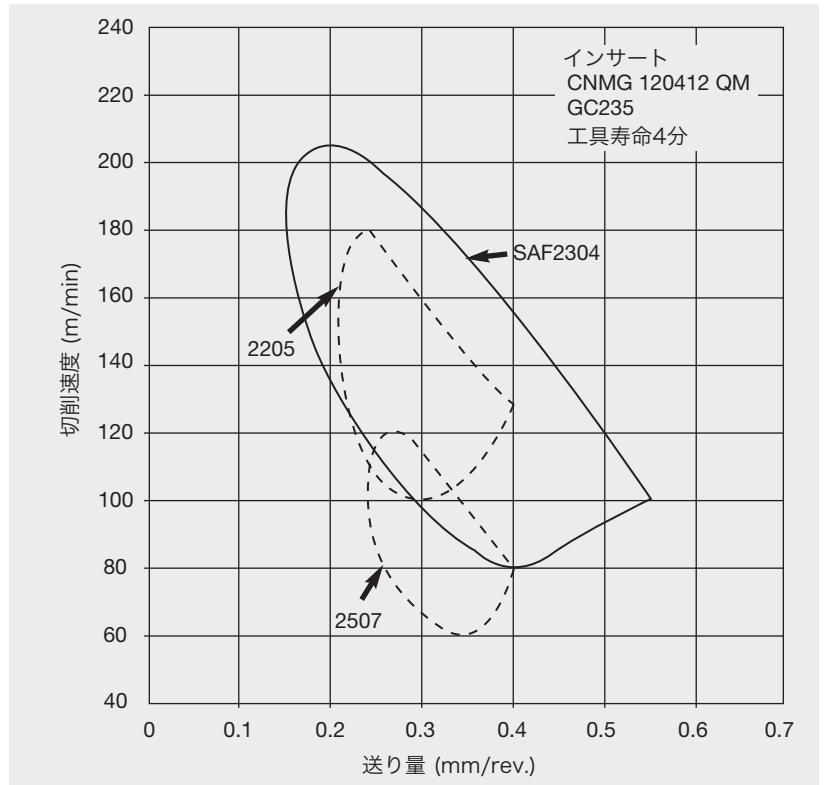
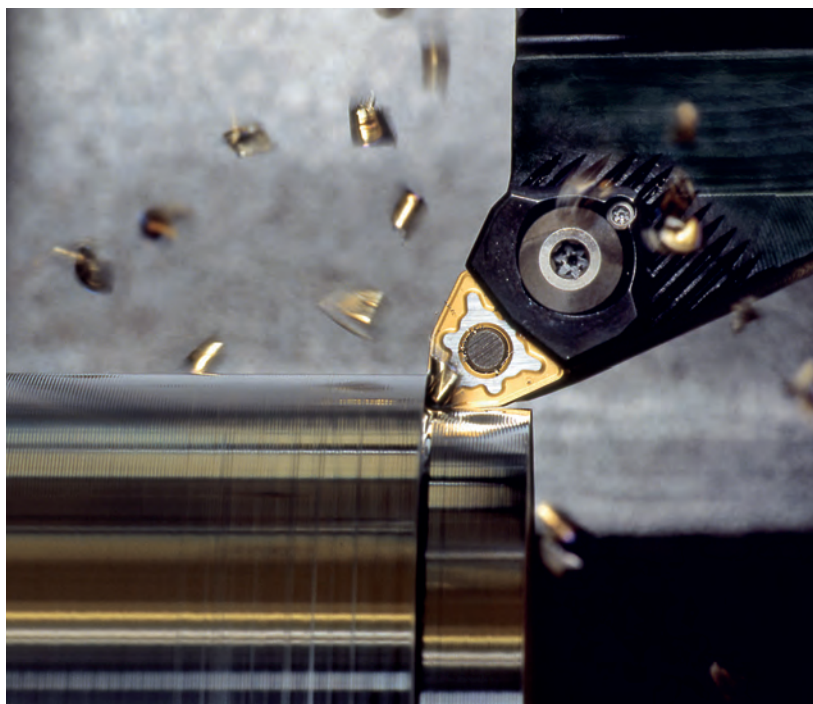


図 16: 工具寿命4分の超硬合金インサートを使った二相鋼旋盤加工パラメータの比較(出典：Sandvik社)

表 11: 二相鋼フライス加工の手引き (出典：Outokumpu社)

ステンレス鋼 (または、機械加工データ)	超硬工具				高速度鋼工具	
	荒削り		仕上げ削り		速度 (m/min)	速度 (sfm)
	速度 (m/min)	速度 (sfm)	速度 (m/min)	速度 (sfm)		
S32101	170-240	560-790	200-280	660-925	20-30	65-100
2304	120-160	400-525	150-210	500-680	18-25	60-85
2205	90-120	300-400	120-160	400-525	15-20	50-65
スーパー二相鋼	50-70	165-230	70-105	230-350	10-15	35-50
送り量 (per turn)	0.3-0.6mm	0.012-0.024 in.	0.05-0.3 mm	0.002-0.012 in.	0.05-0.2mm	0.002-0.008 in.
切削深さ	2-5 mm	0.080-0.200 in.	0.5-2 mm	0.020-0.080 in.	0.5-2 mm	0.020-0.080 in.
鋼種	2101, 2304, 2205: ISO P20-P35 (C5) スーパー二相鋼: ISO P30-P50		2101, 2304, 2205: ISO P10-P15 (C6-C7) スーパー二相鋼: ISO P25-P35		高品質	



旋削作業 (出典：Seco Tools社)

11.3 超硬合金による面削り

表12は、超硬合金を使った二相鋼の正面フライス削りの手引きである。

- 荒削りには、コーティング工具または高靱性な鋼種のインサートを使う。より細やかな仕上げが必要な場合は、さらに堅固なインサートを仕上げ削りに使用する。
- 0.1 mm (0.004インチ)以上の平均的切り屑厚みの下向き削りを使用する。入射角が45°から90°になれば比率を1.0から0.7にして、送り量を調節する。
- とりわけ荒削り中には、工具からのチップ排出を良くするために、冷却剤は使用しない。

11.4 高速度鋼ドリルを使ったねじれ穿孔

表13および14は、二相鋼へのHSSドリルを使ったねじれ穿孔の手引きである。

- ドリル形状: 先端角130°; 自動中央位置調節ドリル点形状が推奨され; ウェップをシンニングした大口径ドリルが推奨される。
- 冷却剤; 工具点への10% エマルジョンの十分な流入; 深さが直径の2倍以上の場合は、定期的に穴に冷却材を大量注入し、切り屑を流出させる。
- 加速: TiNコーティングによって10% 加速できる; ドリル冷却剤によって10-20%加速できる。

表 12: 二相鋼の超硬合金を使った正面フライス削りの手引き (出典：Outokumpu社)

ステンレス鋼 (または、機械加工データ)	荒削り		仕上げ削り	
	速度 (m/min)	速度 (sfm)	速度 (m/min)	速度 (sfm)
S32101	180-230	595-760	200-250	660-825
2304	100-130	330-425	130-150	425-525
2205	50-80	165-260	80-110	260-360
2507	30-50	100-165	50-70	165-230
送り量 (per tooth)	0.2-0.4 mm	0.008-0.016 in.	0.1-0.2 mm	0.004-0.008 in.
穿孔深さ	2-5 mm	0.080-0.200 in.	1-2 mm	0.040-0.080 in.
超硬等級	2101, 2304, 2205: ISO P20-P40 スーパー二相鋼: ISO P25-P40		2101, 2304, 2205: ISO P10-P25 スーパー二相鋼: ISO P20-P30	

表 13: SI単位による二相鋼に対する高速度鋼ねじれ穿孔のパラメーター (出典: Outokumpu社)

ドリル径 (mm)	速度 (m/min)				送り量 (mm/rev)	
	S32101	2304	2205	スーパー二相鋼	S32101, 2304, 2205	スーパー二相鋼
1-3	12-37	6-10	6-8	5-8	0.05	0.04
5	12-37	10-12	10-12	9-11	0.10	0.08
10	12-37	12-15	10-12	9-11	0.20	0.15
15	12-37	12-15	10-12	9-11	0.25	0.20
20	12-37	12-15	10-12	9-11	0.30	0.25
30	12-37	12-15	10-12	9-11	0.35	0.30
40	12-37	12-15	10-12	9-11	0.41	0.35

表 14: 二相鋼の高速度鋼を使用したねじれ穿孔の英単位によるパラメーター (出典: Outokumpu社)

ドリル径 (in.)	速度 (sfm)				送り量 (in./rev)	
	S32101	2304	2205	スーパー二相鋼	S32101, 2304, 2205	スーパー二相鋼
0.040-0.120	40-120	20-33	20-25	16-25	0.002	0.0015
0.2	40-120	33-40	33-40	30-36	0.004	0.003
0.4	40-120	40-50	33-40	30-36	0.008	0.006
0.6	40-120	40-50	33-40	30-36	0.01	0.008
0.8	40-120	40-50	33-40	30-36	0.012	0.01
1.2	40-120	40-50	33-40	30-36	0.014	0.012
1.6	40-120	40-50	33-40	30-36	0.016	0.014

12 二相鋼の溶接

12.1 一般的溶接手引き

12.1.1 二相鋼とオーステナイト系ステンレス鋼の相違

オーステナイト系ステンレス鋼に溶接の問題がある場合、それは、溶接金属自体（とりわけ、フルオーステナイトあるいはオーステナイト組織が多い場合の凝固高温割れ）に関するものであることが多い。通常のオーステナイト系ステンレス鋼の場合、金属フィラー（溶加材）の成分を調節してフェライト含有率を大幅に増やせば、問題は最小に抑えられる。ニッケルをベースとした金属フィラーの使用が必要で、オーステナイト凝固が避けられないような、高合金オーステナイト系ステンレス鋼の場合、低い入熱を行なうことで問題に対処できるが、溶接部を強化するのに多くのパスが必要である。

フェライト相を多く含む二相鋼には優れた耐高温割れ性があるため、二相鋼の溶接では高温割れが生じる恐れはほとんどない。二相鋼の場合の懸念すべき問題は、溶接金属ではなく、熱影響部（HAZ）に関係するものである。つまり耐食性や靱性の劣化、溶接後割れである。これらの問題を避けるためには、溶接は、個々のパスの入熱を制御するよりも、「赤熱」領域の合計時間を最小限にすることを重視すべきである。知見によれば、こうした注意が経済的にも技術的にも最適の方法につながる。

この概要を念頭に置き、二相鋼の溶接に関する一般的な手引きを策定し、こうした関連情報と手引きを具体的な溶接方法に適用することが可能である。

12.1.2 素材の選択

二相鋼の溶接への対応は、化学成分または加工によって大幅に違ってくる。母材に十分な窒素が含有されていることの重要性は、繰り返し強調されてきた。素材が700から1000°C(1300から1800°F)の領域で緩やかに冷却される、または、水冷前に数分間この温度領域まで空冷される場合、こうした作業で若干の時間が取られ、有害析出反応が発生する前に溶接士が溶接を完了することができなくなる。実際の加工に使われる材料の冶金的特性が化学成分と加工工程の点で、溶接方法の確認に使われた材料と同等の質であることが重要である。素材の、成分による選択および適切な試験の規格は、エンドユーザー規格および品質管理（第6項）に示されている。

12.1.3 溶接前の洗浄

溶接前に加熱部分全体を洗浄すべきなのは、二相鋼だけでなく全てのステンレス鋼に該当する。素材および金属フィラーの化学的成分は、他に汚染源がないものとの想定で決定されている。埃、グリース、油、塗料、湿気は全て溶接作業を妨げ、溶接物の耐食性および機械的性質に悪影響を与える。溶接前に材料を徹底的に洗浄しなければ、どんなに正しい方法で溶接しても良い結果は得られない。

12.1.4 継手設計

二相鋼の溶接継手設計は完全な溶け込みを容易にすることが必要であり、凝固溶接金属の中に素材がそのまま残るのを避けなければならない。開先の厚みまたはギャップを均一にするためには、研磨よりも機械加工が適している。



2205 酸素脱リグニン化学反応装置(Enterprise Steel Fab社, Kalowna, Prince George, British Columbia, Canada) (出典：Outokumpu社)

研磨を行なう必要がある場合は、溶接前処理および取り付けの均一性に注意する必要がある。完全な溶融および溶け込みを維持するために、研磨バリは全て除去すべきである。オーステナイト系ステンレス鋼では、技能の高い溶接士はトーチの操作によって溶接準備段階でのいくつかの欠陥を修復できる。二相鋼の場合は、これらの操作によって有害温度領域

にさらされる時間が予想以上に長引き、確認された溶接方法による作業では見られない結果を引き起こすことがある。

図17は、二相鋼に使われる継手設計の一部を示す。完全な溶け込みが保証され、溶け落ちの危険性が最小限である場合にはこれら以外の設計も可能である。

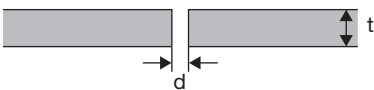
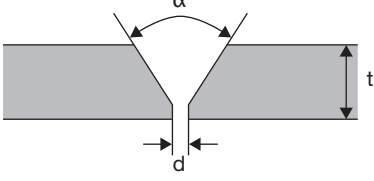
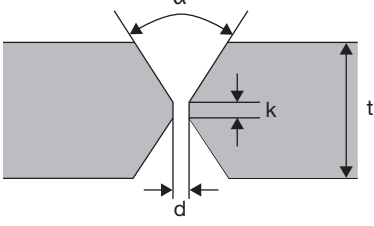
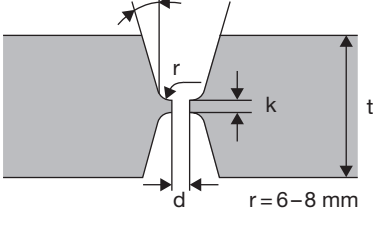
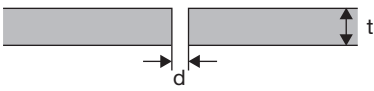
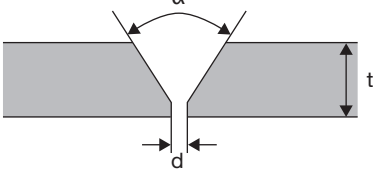
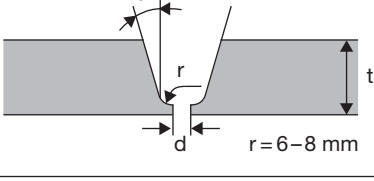
開先形状	溶接方法	板厚 t (mm)	ギャップ d (mm)	ルート k (mm)	開先角度 α (°)
	GTAW	3-5	1-3	-	-
	GMAW	3-6	1-3	-	-
	SMAW	3-4	1-3	-	-
	SMAW	4-15	1-3	1-2	55-65
	GTAW	3-8	1-3	1-2	60-70
	GMAW	5-12	1-3	1-2	60-70
	SAW	9-12	0	5	80
	SMAW	>10	1.5-3	1-3	55-65
	GMAW	>10	1.5-3	1-3	60-70
	SAW	>10	0	3-5	90
 r=6-8 mm	SMAW	>25	1-3	1-3	10-15
	GMAW	>25	1-3	1-3	10-15
	SAW	>25	0	3-5	10-15
	GTAW	>3	0-2	-	-
	GMAW	>3	0-2	-	-
	SMAW	>3	0-2	-	-
	SMAW	3-15	2-3	1-2	60-70
	GTAW	2.5-8	2-3	1-2	60-70
	GMAW	3-12	2-3	1-2	60-70
	SAW	4-12	2-3	1-2	70-80
 r=6-8 mm	SMAW	12-60	1-2	2-3	10-15
	GTAW	>8	1-2	1-2	10-15
	GMAW	>12	1-2	2-3	10-15
	SAW	>10	1-2	1-3	10-15

図17: 二相鋼に使用される溶接継手設計の例(出典: ArcelorMittal社)

12.1.5 予熱

一般的に、予熱は有害になる場合もあるので推奨されず、正当な理由がある場合を除いて、溶接作業の一環とすべきではない。低い室温や夜間での結露水を素材から除去するために予熱は有効である。水分除去のために予熱を行うにあたっては、素材を溶接前洗浄した後、約100°C(200°F)まで均一に加熱する必要がある。

12.1.6 入熱およびパス間温度

二相鋼は比較的高い入熱に耐えられる。溶接金属の二相凝固構造は、オーステナイト系溶接金属よりも、高温割れに対してはるかに大きな耐性を持つ。熱伝導性が高く、また熱膨張係数が低い二相鋼は、オーステナイト系ステンレス鋼ほど溶接部の局所熱応力が高くない。溶接上の厳格な制約は必要だが、高温割れは頻繁に発生する問題ではない。

極端に低い入熱は、フェライト相が過剰になり、溶融部およびHAZの靱性や耐食性の劣化を引き起こす。極端に高い入熱は、金属間化合物の生成の危険性を高める。HAZの問題を避けるためには、溶接後この部位の急冷を行なう必要がある。加工品の温度は、HAZの冷却に最大の影響を及ぼすので重要である。一般的な手引きでは、パス間温度の最高値は、低ニッケルおよび標準二相鋼では150°C(300°F)、スーパー二相鋼では100°C(210°F)に制限されている。溶接方法の確認にあたっては、この制限を課すべきであり、実際の溶接ではパス間温度が規定された温度よりも高くないように注意しなければならない。電子温度計および熱電温度計が、パス間温度をモニターするための機器として適している。溶接施工法確認試験で、実際の溶接工程で合理的または経済的に達成できるよりも低いパス間温度で、試作部品のマルチ・パス溶接を行なうのは良策とは言えない。大規模な溶接を行なう場合は、パス間で十分な冷却時間が取れるように溶接作業を計画するのが正当で経済的な方法である。

12.1.7 溶接後熱処理

二相鋼では溶接後のストレス除去を行なう必要がなく、この熱処理が金属間化合物やαプラ임(475°C/885°F)脆化を促し、その結果、靱性や耐食性の劣化を引き起こすため、有害になる場合もある。溶接後熱処理温度が315°C(600°F)を越えると、二相鋼の硬度および耐食性に悪影響を与える可能性がある。

溶接後熱処理には、完全溶体化処理、そしてその後の水冷が含まれる(表10)。完全溶体化処理は、過剰合金化された金属フィラーが溶接中に使用されなければ、ミクロ組織は高フェライト相になるため、自動溶接後の工程として検討されるべきである。

例えば、配管継手の加工時など、溶接後に完全溶体化処理および冷却を行なう場合は、熱処理を溶接作業の一環と見るべきである。焼鈍は過剰なフェライト相および金属間化合物に関する問題を解消でき、そのような製造工程により、最終焼鈍前のいくつかの最適ではない状態を克服できる。

12.1.8 相比の目標値

二相鋼の相比は、オーステナイトおよびフェライト相量が等しい「50-50」と言われている。しかしながら、それは厳密には正しくない。現代の二相鋼のフェライト相量は40-50%(残オーステナイト相)だからである。一般的に、25%のフェライト相量(残オーステナイト相)があれば、二相鋼の特長が発揮される。

一部の溶接方法—とりわけ溶剤シールドに左右される方法—では、溶剤からの酸素吸収に起因する靱性劣化を相殺して靱性を改善するために、相比はオーステナイト相を多く含むように調整されている。これらの金属フィラー(溶加剤)の靱性は、焼鈍済み厚板およびパイプの値を下回るが、意図する用途には適切なものである。これらいずれの溶接方法でも、完全焼鈍鍛造製品のような高い靱性は得られない。金属フィラーの成分と溶接条件を最適化することで、溶接部のミクロ組織に、素材に通常指定されているよりも高いオーステナイト体積分率を与えることができる。これは、溶接部に最低限の延性を確保する手段のひとつである。(解説:溶接金属は、同量のフェライト/オーステナイト体積分率を持ち、その延性は素材より低い。延性と靱性の低下を防

ぐ方法には、オーステナイト体積分率の増加、またはフェライト体積分率の低減がある。オーステナイト体積分率の増加は、素材に認められているオーステナイト体積分率の上限よりも高くなっても、そしてフェライト体積分率の低減は、素材に認められているフェライト体積分率の下限よりも低くなっても可とする。）

HAZの相比は、元の鍛造厚板やパイプに熱処理履歴が加わった周期を添加したものであり、一般的に当初の材料よりもフェライト相が多い。HAZにおける金属組織の正確な相比の測定は、ほとんど不可能である。この部位が高フェライト相になっている場合は、非常に急速な冷却が過剰なフェライト相の形成と靱性の損失を引き起こした異常なケースであることが考えられる。



2205二相鋼溶接金属の金属組織 500倍 (出典：Lincoln Smitweld bv社)

12.1.9 異材継手溶接部

二相鋼は、他の二相鋼、オーステナイト系ステンレス鋼、普通鋼および低合金鋼などと溶接できる。

母材と比べてニッケル含有量を増加した二相鋼金属フィラーは、二相鋼を他の二相鋼に溶接する際に最も頻繁に使用される。金属フィラーの高いニッケル含有率により、冷却中の溶接部に発生するオーステナイト相の適切な水準が確保される。

オーステナイト系鋼種に溶接する場合、低炭素および、モリブデン含有率が2つの鋼種の間にあるオーステナイト系金属フィラーが使用される。AWS E309LMo/ER309LMoはこれらの継手部分によく使用される。同じ金属フィラーまたはAWS E309L/ER309Lは、二相鋼を普通鋼および低合金鋼に溶接するのに使われる。ニッケルベースの金属フィラーを使用する場合は、ニオブ (コロンビウム) を含まないようにする。オーステナイト系ステンレス鋼は、二相鋼よりも強度が低いため、オーステナイト系金属フィラーの溶接継手部分は二相鋼母材ほど強度が高くない。

表15は、二相鋼を異種金属に溶接するのによく使用される金属フィラーを示す。これらはAWS電極カテゴリー分類 (E) を指すが、溶接方法、継手部分の形状、その他の条件次第では、裸ワイヤー (AWSカテゴリー分類ER) およびフラックス入りワイヤーを検討することもできる。

表 15: 異種金属の溶接に使われる溶接消耗品

	2304, S32101 S32202, S82011	2205 S32003	25Cr二相鋼 スーパー二相鋼
2304 S32101 S32202 S82011	23Cr-7Ni-N E2209 E309L	E2209	E2209
2205 S32003	E2209	E2209	25Cr-10Ni-4Mo-N
25Cr二相鋼 スーパー二相鋼	E2209	25Cr-10Ni-4Mo-N	25Cr-10Ni-4Mo-N
304	E2209 E309L E309LMo	E2209 E309LMo	E2209 E309LMo
316	E2209 E309LMo	E2209 E309LMo	E2209 E309LMo
普通鋼 低合金スチール	E2209 E309L E309LMo	E2209 E309L E309LMo	E2209 E309L E309LMo

12.2 溶接施工法の確認試験

標準オーステナイト系ステンレス鋼を使用した通常の溶接方法確認試験は、ごく限られた数の試験で材料、金属フィラー、溶接方法を確認するだけの極めて簡単なものである。硬さ試験および曲げ試験 (マルテンサイトおよび高温割れの検査) については、いかなる不具合がフェライト系、マルテンサイト系、オーステナイト系鋼種に発生するかに関する知見の蓄積を反映している。二相鋼がこれらの要件を満たせない可能性は低い、これらの試験で二相鋼にとって問題となりうる金属間化合物または過剰なフェライトを検出できる可能性も低い。また、HAZの温度領域の合計時間を制限する必要があるのは、二相鋼が断面厚みおよび実際の溶接作業の詳細に左右されやすいからである。そのため「施工法の確認」を広い意味で考慮しなければならず、つまりそれは使用される溶接方法が、許容できない材料特性 (とりわけ靱性および耐食性) の劣化を引き起こさないことを示している。

設定上の小さな差異が加工の成果にとり重要な場合があるため、各溶接の厚みおよび形状を検査するほうが良い。しかしながら、実際の加工品は複雑なため、このような試験には大きなコストがかかる。二相鋼に対して最も要求される方法 (断面厚み、充填材、溶接方法) を採用することで、コスト削減が達成できる。

12.3 溶接方法

第二世代二相鋼については、1980年初頭に大規模な市販製品の開発が始まった。相の安定と制御における窒素の機能が十分に理解されていなかったため、初期の頃の溶接では入熱の制限に重点が置かれた。このような厳格な入熱制限のため、サブマージアーク溶接など高溶着率をもつ経済性の高い溶接方法は、二相鋼には不適切と考えられた。しかし、二相鋼の特性は優れているため、より経済性の高い方法を使用することに努力を向けられた。その結果、酸素アセチレン (溶接部の炭素汚染のため) を除くほぼ全ての溶接法が、二相鋼に使用できるようになっている。

12.3.1 ガス・タングステン・アーク溶接 (GTAW/TIG)

ガスタングステンアーク溶接 (GTAW) は、タングステン不活性ガス (TIG) 溶接とも呼ばれることもあり、短時間の手動溶接には有用である。GTAWは単純な形状なら自動化もできるが、一般的に大型機器での大量溶接の主要な方法としては経済的ではない。加工材の多くでは、初期溶接に他の方法を使った場合でも、GTA溶接が必要となるため、一般的に修復または局部的な仕上げ削りのためにGTAWを行なうのが適切である。

機器

GTAWは、アークの始動を促進する高周波回路と、一定の電流の供給が確保されているときに、最適な性能を発揮する。GTA溶接には、直流正極性 (DCSP) を使用する必要がある。直流逆極性 (DCRP) を使用すると、電極消耗が発生する。

電極には2%トリウム入りタングステン電極 (AWS規格 5.12 分類番号EWT h-2) を使用する。アーク制御は、頂角30から60度で、先端に小さな平坦部を持つ円錐先端へと電極を研磨することで可能となる。自動GTAWで溶け込み達成に理想的な頂角は、実際の加工で試験を数回行なうことによって決定すべきである。



2507 ステンレス鋼の石油増進回収器 (出典: Aquatech社)



二相鋼の大口徑パイプラインの機械溶接 (出典：Arco Exploration and Production Technology社)

金属フィラー (溶加材)

二相鋼溶接に使われる金属フィラーの大部分は、「適合性あり」とされるが、適合するとされる鍛延製品と比較すると、ニッケル含有量が過剰であることが多い。大抵の場合、鍛延製品よりもニッケルが約2-4%多く含まれている。通常、金属フィラーの窒素含有量は、母材よりもわずかに低い。一般的に二相鋼溶接充填材 (溶加材) は合金含有量が高いほど、合金含有量の低い二相鋼製品の溶接に適しているといわれる。「適切な」充填材は、二相鋼をオーステナイト系ステンレス鋼または普通鋼および合金鋼と接合する場合に満足できる結果を生み出すことが報告されている。

シールド

GTAWにおいては、全てのガスシールド溶接法と同様、溶解池が大気酸化および不純物から保護されていることが重要である。一般的に、純度99.95%以上のドライ溶接適合の不活性 (イナート) ガス、アルゴンで十分な保護が達成できる。ガスの供給システムが、清潔で、乾燥していて、漏れが無いことが重要で、かつ適切な範囲をカバーするように流れを調節し、シールド・ガスへの空気の乱流および吸引を防ぐことが必要である。ガスの流れは、アークの発火の数秒前に行ない、アーク消火後数秒間にわたって維持されなければならない。理想的には溶接およびHAZがステンレス鋼の酸化領域以下に冷却するまで保つことを目標と

する。電極範囲では、推奨流量は通常の場合・ディフューザー・スクリーン(ガスレンズ)の場合12-18 l/min (0.4-0.6 cfm)、通常の場合・ノズルの場合その1/2が必要である。

バック・ガス (これも純アルゴン) の流量は、ルート量に左右されるが、エアが赤くなるのが完了し溶接部の完全保護 (加熱着色が発生していないこと) を確保するのに十分でなければならない。アルゴンは、空気よりも重いので、その供給は容量の7倍以上のパーズにより封入容量の下方から上方へ行われるべきである。

純アルゴンで十分な溶接が実現できるが、さらなる改善の可能性もある。3%までのドライ窒素を加えれば、とりわけ合金の含有量の高い二相鋼では、溶接金属における窒素保留が助長される。窒素添加によって、電極消耗率が増加することがわかっているが、ヘリウムを添加すればこの影響をある程度相殺できる。

シールド・ガスへの酸素および二酸化炭素の添加は、溶接部の耐食性を減少させるため、避けなければならない。水素は、二相鋼のフェライト相に水素脆性または水素割れを発生させる可能性があるため、シールドまたはバック・ガスに使うてはならない。

適切なトーチが装備されている場合には、ガスの乾燥特性および、クリーン特性が確保されていることを保証するため、ガス取り扱いシステム、および水冷却システムを定期的に検査する必要がある。

技術およびパラメーター

二相鋼では、適切なエッジ前処理、アラインメント、ルート・ランドまたは間隔を維持することが重要である。オーステナイト系ステンレス鋼の場合は、こうした点の欠陥を克服するために、幾つかの溶接技術が使用できるが、二相鋼の場合、これらの技術が使われると、加工品が適温以下に長時間置かれるリスクがある。二相鋼は銅表面汚染の影響を受けやすいため、銅製の支持材はできる限り避けることを推奨する。

溶接部分の外でのアーク・ストライクは、非常に高い焼き入れ率の溶加材無しの溶接部位を局部的に生み出し、その結果その部位で高フェライト相含有および耐食性損失が発生する。この問題を避けるために、アーク・ストライクは溶接継手部分で行なうべきである。

仮付け溶接は、完全にガス・シールドをして行なう必要がある。ルートパスの始点に仮付け溶接をしてはならない。理想的には、仮付け溶接部に関連するルートパスの割れを避けるために、ルートパス溶接を中断して、仮付け溶接部を削るか、ルートパス前に仮付けを部分的に研削する必要がある。



低ニッケルの二相鋼のアスファルト運搬タンカー (出典：Outokumpu社)

ルート・ギャップの幅は、ルート・パスの安定した入熱および希釈を確保するために、慎重に維持すべきである。ルート・パスの始点と終点は、充填材パスの開始前に研削する必要がある。加工材は、後続のパスにおけるHAZの適切な冷却を行なうため、溶接パスの間は標準二相鋼では150°C(300°F)以下に、スーパー二相鋼では100°C(210°F)以下に冷却すべきである。

GTAWでは、二相鋼の接合に最も一般的に使われる金属フィラーは、ニッケルの合金度がやや高い「適合」充填材である。2205母材溶接用のスーパー二相フィラーなど、合金含有量がより高い二相鋼の適合充填材は、今まで問題なく使用されてきた。直径1.6、2.4、3.2mm (1/16、3/32、1/8 インチ) の各ワイヤーが一般的に使用されている。充填材ワイヤーは、汚れがなく乾燥した状態でなければならず、使用時までには蓋つきの容器で保管する必要がある。また、下向き溶接の場合に、最適な効果が得られる。シールド・ガスへの空気の吸引を最小限に留めるために、トーチはできる限り垂直に保つ必要がある。

様々な材料厚および継手設計を扱うための入熱の選択は、自由度が非常に高い。入熱は下記の計算方法で算定し、標準的に0.5-2.5 kJ/mm (15から65 kJ/インチ) 範囲で行なう。

$$\text{入熱 (kJ/mm)} = (V \times A) / (S \times 1000)$$

V = 電圧 (ボルト)
A = 電流 (アンペア)
S = 移動速度 (mm/秒)

または

$$\text{入熱 (kJ/インチ)} = (V \times A \times 6) / (S \times 100)$$

V = 電圧 (ボルト)
A = 電流 (アンペア)
S = 移動速度 (インチ/分)

一般的に推奨される入熱

- 2304または低ニッケル二相鋼
0.5–2.0 kJ/mm (15–50 kJ/インチ)
- 2205 0.5–2.5 kJ/mm (15–65 kJ/インチ)
- 2507 0.3–1.5 kJ/mm (8–38 kJ/インチ)

GTAWは適切なシールド、および室温での時間管理を行えば、靱性および耐食性の優れた溶接を行なうことができ、様々な条件下で使用できる。GTAWは、他の溶接方法を使って組み立てた大型の構造物の補修や仕上げにもよく使用される。GTAWを多様な使用可能条件に併せて、規定しておくことが重要である。

12.3.2 ガス・メタル・アーク溶接 (GMAW/MIG)

ガス・メタル・アーク溶接 (GMAW)は、金属不活性ガス/ミグ (MIG) 溶接と呼ばれることもあるが、特に比較的大規模な溶接金属の経済的な使用を必要とする、長時間の溶接に適している。単純な溶接形状の場合は自動化できる。GMAWは溶接作業が長くなる場合に多用されるが、複雑な仕上げ作業には、最適な制御が得られるGTAWで補うことが多い。

機器

GMAWには、変数勾配および変数インダクタンス制御付き、または、パルス・アーク電流能力付きの安定した電圧供給機器を含む特殊設備が必要である。また、直流電流逆極性 (DCRP)と陽性電極を用いる必要がある。GMAWでは、3種類のアーク移行モードがある。

短絡移行

このモードには、異なる勾配と二次インダクタンス制御が必要だが、厚み約3 mm (1/8 インチ)までの材料に適している。このモードは、GMAWの入熱を最低にし、高温の入熱による歪みのリスクがある板厚の薄い部品では特に適している。これは、位置外溶接にも使える。

パルス・アーク移行

このモードは、動力源の切り替えでパルスを供給して2種類の領域の出力を行なうために、2カ所の動力源が必要となる。金属移行率は、スプレー移行領域では高いが、グロービュール移行領域では低くなる。この組み合わせにより、入熱を制御しながら高い金属溶着率を得ることができる。

スプレー移行

このモードは、安定したアークで溶着率を急上昇させるが、それは高い入熱でも発生する。これは一般的に下向き溶接に限定される。中規模の溶接部に長く、直線的な溶接を行う場合に経済的である。

金属フィラー

GMAWでは自動供給システムによってトーチから連続的に供給されるワイヤーが消耗電極となる。二相鋼のGMAW用には、溶接したままの状態適切な相バランスおよび特性が得られるように、過剰なニッケルを含有する「適合」成分の金属フィラーが使用される。

シールド

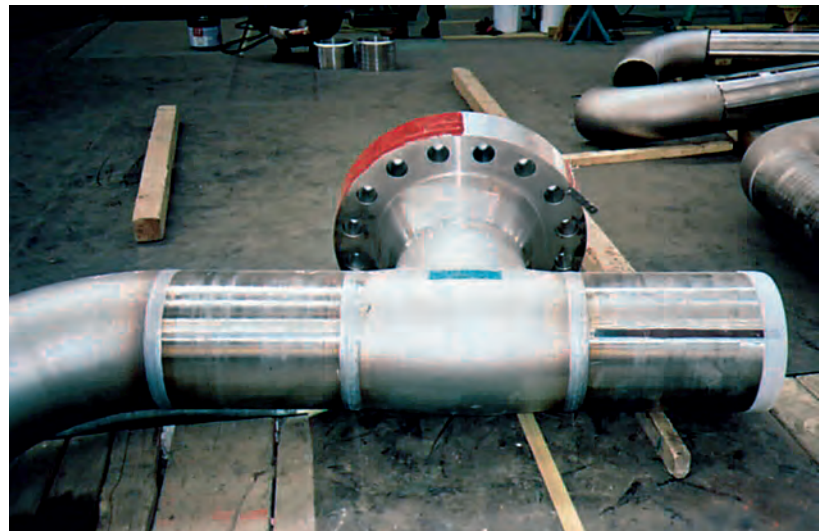
GMAWのシールド・ガスの選択はGTAWよりもやや複雑で、加工業者が混合ガスを購入するか、現場でガス混合を行う設備を持っているかによって、大きく変わってくる。GMAWシールド・ガスの種類には、純アルゴンから約80%アルゴンに溶接能力を高め、溶接構造の特性を最適化するために、ヘリウム、窒素、酸素を添加した混合ガスまでである。流量は移行モード、移動速度、ワイヤー直径によって変わるが、標準的には直径が1から1.6 mm (0.035 to 0.063 インチ)のワイヤーでは、12-16 l/分 (0.4-0.6 cfm)の範囲となる。過剰なワイヤーの突出は、溶接中のシールドを維持するため、避けるべきである。GTAWの項でも述べた通り、ガス取り扱いシステムの完全性は非常に重要であり、シールドガスへの空気流入の予防が必要である。溶接には長い作業時間を要することもあるので、すきま風からのシールドは、溶接の質を維持するために重要である。水素は二相鋼のフェライト相に水素脆性または水素割れを発生させる可能性があるため、シールド・ガスやバック・ガスに使用すべきではない。

技術およびパラメーター

表16は、短絡アーク移行およびスプレー・アーク移行の標準的溶接パラメーターを示す。

二相鋼のGTAWでは、GMAWは適切で安定したエッジ前処理、アラインメント、ルート・ランドまたは間隔を必要とする。二相鋼は銅表面汚染に影響されやすいため、銅製の支持材はできるだけ避けるべきである。また、状況によっては、銅製の支持材が過度に急激な焼入れを引き起こすこともある。

溶接部分の外でのアーク・ストライクは、非常に高い焼き入れ率の溶加材無しの溶接部位を局部的に生み出し、その結果その部位で高フェライト相生成および耐食性損失が発生する。この問題を避けるために、アーク・ストライクは溶接継手部分で行なうべきである。溶接部分外のアーク・ストライクは全て、細かい研削によって除去すべきである。



2205 フランジ T-部品 (出典：Arco Exploration and Production Technology社)

表 16: さまざまなサイズのワイヤーを用いた二相鋼溶接の短絡アーク移行およびスプレーアーク移行のための標準ガスメタルアーク溶接 (GMAW) パラメーター (出典：Avesta Welding社)

短絡アーク移行			
溶接ワイヤー直径		電流	電圧
mm	inch	A	V
1.0	0.035	90-120	19-21
1.2	0.045	110-140	20-22
スプレー・アーク移行			
1.0	0.035	170-200	25-28
1.2	0.045	210-280	26-29
1.6	0.063	270-330	27-30



アラスカ北岸の傾斜地の二相鋼大口径パイプラインの機械溶接 (出典：Arco Exploration and Production Technology社)

仮付け溶接は、完全ガスシールドで行なう必要がある。ルート・パスの始点では仮付け溶接は利用できない。理想的には、仮付け溶接部に関連するルート・パスの割れを避けるために、ルート・パス溶接を中断して仮付け溶接を研削するか、ルート・パス前に仮付けを部分的に研削する。ルート・ギャップの幅は、ルート・パスの安定した入熱および希釈を確保するために、慎重に維持すべきである。ルート・パスの始点と終点は、充填材パスの開始前に研削する必要がある。加工品は、後続のパスにおけるHAZの適切な冷却を行なうため、溶接パスの間は150°C(300°F)以下に冷却すべきである。

直径1.6、2.4、3.2mm (1/16、3/32、1/8インチ)の各ワイヤーが一般的に利用される。充填材ワイヤーは、汚れがなく、乾燥した状態でなければならず、使用時までには蓋つきの容器で保管する必要がある。最適な結果は下向き溶接によって得られる。シールド・ガスへの空気の吸引を最小限に留めるために、トーチはできる限り垂直に保つ必要がある。

12.3.3 フラックス・コア・ワイヤー・アーク溶接 (FCW)

フラックス・コア・ワイヤー・アーク溶接は、二相鋼を対象とした最新の商業開発の一つである。この開発により、二相鋼の技術が長足、かつ急速な発展を遂げているのがよく理解できる。FCWでは、GMAWで一般的に使用

される機器を用い、フラックスを含むワイヤーが自動的にトーチから供給される。ワイヤー内の粉末は、溶接金属合金化元素とスラグを供給する。このスラグは、溶接を大気から保護し、HAZを保護するためにトーチから供給されるシールドガスを補う。FCWは、高い溶着率なので経済的であり、位置外溶接や様々な厚みの加工品の溶接に適している。

機器

フラックス・コア・ワイヤー・アーク溶接は、GMAWと同じ機器を使用する。

金属フィラー

フラックス・コア・ワイヤー・アーク溶接法は、溶接金属の酸素含有増に起因すると思われるが、靱性がやや低い溶接部を作る傾向がある。そのためFCWの金属フィラーは、溶接金属がほぼ均衡のとれた母材構造よりもオーステナイト相を多く含むよう、ニッケル含有量が高くなっている。FCWの溶剤成分およびワイヤーの加工には独占所有権が関係するので、サプライヤーによってFCW充填材に大きな相違が出る可能性がある。FCWによる製品溶接では、加工にばらつきが生じないように、施工法確認試験で使われたのと同じ供給者からの、ワイヤーを使用することが重要である。

シールド

FCWで最も一般的に使用されるシールド・ガスは、下向き溶接ではアルゴン80%と二酸化炭素20%混合、立向溶接では二酸化炭素100%がそれぞれ使用される。流量は、いずれのガスまたは溶接方法でも20-25 l/分 (0.7-0.9 cfm)である。とりわけ二酸化炭素100%を使う場合は、炭素のピックアップを制限するためにワイヤーの突出制御は重要である。

技術およびパラメーター

直径1.2 mm (0.045インチ)のワイヤーでは、下向き溶接では、電圧22-38ボルトに対し電流150-200 amps、立向溶接では電圧20-24ボルトに対し60-110 ampsがそれぞれ使用される。それ以外では、FCWの溶接技術に関する注意事項は、GMAWに関するものと全く同じである。

12.3.4 シールド・メタル・アーク溶接(被服アーク溶接) (SMAW/棒状電極)

シールドアーク溶接(手棒溶接またシールド電極溶接とも呼ばれる)は、困難な位置での作業、または保護が必要な状況などで、複雑な形状の溶接を行なうのに便利な方法である。構造物全体、とりわけ規模が小さく複雑な構造物全体をSMAWで溶接することは可能だが、大規模な構造物の場合、SMAWはコスト効率の高い他の溶接方法との組み合わせで頻繁に使用される。

機器

SMAWには、安定した電流供給を行なう機器が必要である。SMAWは直流逆極性 (DCRP) の陽電極を使用して行なわれる。

金属フィラー

SMAWの電極は、フラックス・コーティングされた消耗電極からなる。コーティングは、溶接に移行する添加合金要素を含んでいても、いなくても良い。コーティングは、独占所有権が関連する複雑な混合物で、アークに安定性をあたえ、移行中に金属をシールドし、凝固中または凝固後、溶接を大気から保護する。コーティングには、独占所有権が関連するため、加工会社によって同種の製品の間大きな相違が見られる。コーティングは溶接部の靱性や外見の改善を強調する場合もあり、また、下向き、位置外、立向など具体的な位置で最適な性能を発揮するように、コーティングを特別に設計することも可能である。

SMAW電極のコーティングは吸湿性があり、水分により性能が劣化する。電極は使用までは加工時に梱包された容器で保管する必要がある。梱包を解いた後は、電極は95°C(200°F)以上のオープンの中で保存し、溶接時の気孔または割れの原因となる水分の蓄積を防ぐ必要がある。フラックスは溶接部の含有酸素を高め、その結果硬度が下がるため、SMAW電極は通常、金属が二相鋼構造の有効な効果を保持できるオーステナイトの最大値に近い水準にバランスされている。溶接の靱性は母材の靱性より大幅に低いが、一般的に普通鋼および合金スチールに適切と考えられる靱性よりも高い。SMAW溶接の確認の際に、時折犯されるミスは、確認基準の適切な調整を行わずにASTM A 923 試験を使用することである。SMAW溶接部で見られる低い靱性は、金属間化合物の生成を意味するのではなく、フラックス・シールドに起因する酸素が原因となっている。母材に要求される40°C/°Fでの最小値 54 J/40 ft-lbをSMAW溶接の確認に適用すると、優れた実用的結果で長年使われてきたこの汎用処置を、不適切に失格としてしまう可能性がある。ASTM A 923によると、衝撃エネルギーの最小値は、溶接金属では34 J/ 25 ft-lb、熱影響部では54 J/40 ft-lbである。

シールド

通常、SMAWではシールドは問題にはならない。なぜならこの方法は、保護フラックスと電極のシールドによって発生するガスに依存しているからである。

技術およびパラメーター

表17が示すように、SMAWの溶接パラメーターは電極直径の機能が大部分である。

フラックスによる保護効果を最大にするためには、溶接士はできる限りアークを短く保つ必要がある。「長いアーク」と呼ばれる過大なギャップでは、溶接気孔が発生し、過剰な酸化、過剰な入熱、機械的性質の劣化が生じる。

ルートパスは小さいサイズの電極で行い、大きい電極は充填材パスに使用すべきである。アークは、常に溶接部分内で発火させる必要がある。それ以外のアークストライクまたはスパッターは全て、細かな研削によって除去すべきである。

SMAWは、厚みが2 mm (0.08 インチ)以下の二相鋼に使用すべきではない。加工材は、できれば平面的なものがよいが、SMAW電極を選べばほぼどんな位置でも溶接できる。電極は、進行方向に電極グリップが傾くようにし、加工品に対して20°の角度 (ドラッグ・アングル) を維持する。素材は、ウィービング* を最小限に抑えた直線的なストリンガー・ビードに置くべきである。電流は、スムーズなアークおよび溶接部と母材の適切な溶融を実現するのに足る程度の高さに設定する。

表 17: さまざまなサイズの電極を使った二相鋼溶接のための標準シールドアーク溶接 (SMAW) パラメーター(出典: Outokumpu社)

電極直径			
溶接ワイヤー直径		電流	電圧
mm	inch	A	V
2.0	0.078	35-60	22-28
2.5	0.094	60-80	22-28
3.25	0.125	80-120	22-28
4.0	0.156	100-160	22-28



2205 マニホールド (出典: Arco Exploration and Production Technology社)

12.3.5 サブマージ・アーク溶接 (SAW)

サブマージ・アーク溶接を使えば、パスあたりの溶着を少なくしながら多数のパスを行なうよりも、HAZが室温に留まる合計時間を少なくして、比較的大きな溶接部の溶着が可能となる。フェライト鋼凝固と溶接金属の二相への変化により、二相鋼は、高温割れの危険を最小限のSAWで溶接できる。しかし、完全な溶け込み溶接部を得るために、オーステナイト系ステンレス鋼に応じて継手設計または溶接パラメーターの調節を行なう必要がある。不適切な開先設計と非常に速い移動速度で行なったSAW溶接部は、中心線割れを生じる可能性があるが、移動速度を遅くすることで通常は割れの問題を解決できる。大規模建造物や大規模な直線溶接に関しては、SAWはコスト効率が高く、技術的にも優れた二相鋼を溶接する方法である。SAWは、二相鋼厚肉パイプの加工によく使用される。

金属フィラーおよびシールド

SAWには、通常の「適合」二相鋼金属フィラーが適している。しかしながら、必要な特性を得るために適切なフラックスを選ぶことが大切である。高塩基性フラックスが最適の衝撃靱性を二相鋼に付与することが報告されている。

技術およびパラメーター

表18は、SAW二相鋼の標準パラメーターである。

表18: さまざまなサイズのワイヤーを使った二相鋼のサブマージアーク溶接 (SAW) に関する標準パラメーター (出典: Outokumpu社)

溶接ワイヤー直径		電流 A	電圧 V
mm	inch		
2.5	0.094	250-450	28-32
3.25	0.125	300-500	29-34
4.0	0.156	400-600	30-35
5.0	0.203	500-700	30-35

注：作業速度は、標準で30-60 cm/分

12.3.6 電子ビームおよびレーザー溶接

これらの溶接方法を二相鋼に適用した結果は良好だった。これらの作業は熱影響部を狭くすることと急冷することにより金属間化合物の生成を妨げる。しかし、この技術に伴う高冷却速度が、溶接部に過剰なフェライト相生成を引き起こすこともある。従って、この溶接の適用には、溶接方法確認試験が必須となる。この方法を使用した溶接後の溶体化処理は、フェライト相を減少させ、溶接のオーステナイト相/フェライト相の比率を改善する。

12.3.7 抵抗溶接

単一パルス抵抗溶接をスポット溶接に使う場合、HAZには急速な焼き入れが行なわれる。二相鋼の熱伝導性が高いため、焼き入れ速度は、オーステナイト系ステンレス鋼よりも二相鋼の方が速くなる。この場合、二相鋼構造が完全にフェライト相に変換される温度領域に達する溶融ラインに隣接して薄い層が発生する。冷却が急速に行なわれるため、窒素含有量の高い二相鋼でも、この部位にオーステナイト相が再生成されることはない。従って、靱性の高い母材と、靱性が限定的なフェライトの連続的な層が介在する溶接部ができることがある。

プログラムで制御可能な溶接機を使えば、この連続的なフェライト層の生成を避けるのに必要な時間、冷却を遅らせる二重パルス溶接周期を作ることができる。しかし、ここでも、様々な厚み毎に確認することが必要となる。

抵抗シーム溶接機が、同様の問題を起こす可能性は少なく、また金属間層が生成するほど露出時間が長くなる可能性も非常に少ないが、溶接の際には特に過剰なフェライト相が発生する可能性に注意を払うべきである。

13 その他の接合技術

溶接（母材が溶かされ継手部分を形成する）以外の接合技術の利点には、最小限の反りや低い残留応力などがある。継手部分は、漏れに強くかなり堅牢になることもある。しかし、その接合部は、溶接金属の耐食性および強度が母材と等しい、または同等である溶接接合には及ばない。これは、強度および耐食性の点で300シリーズオーステナイト系ステンレス鋼より優れた二相鋼を検討する際の重要点である。

13.1 接合準備

接合作業では常に部分と部分の接合前に母材を完全に洗浄することが非常に重要である。表面から、オイル、グリース、汚れ、埃、指紋を完全に除去しなければならない。表面の汚染の洗浄には溶剤を使う。オイルやグリースは、はんだ付けおよびろう付けにおいて、フラックスが酸化被膜を除去する妨げになる。わずかな表面の汚染でも、継手部分表面の有効性を減少する。滑らかな表面よりも、わずかに荒い表面の方が良好な継手部分を作ることが多い。細かいヤスリで肌を荒くすることによって、良好な接合に必要な表面の親水性が高まる。



2507 ステンレス鋼の流下膜式蒸発器 (出典：Gary Carinci、TMR ステンレス社)

13.2 接着剤

金属表面を接合するには、さまざまな市販の接着剤が利用できる。接着剤で接合するには、二相鋼も他の金属と同じ方法で行なう。接着剤加工会社が、特定の継手部分強度、使用温度、使用環境に応じた適切な接着剤の選択をアドバイスしてくれる。

13.3 はんだ付け

はんだ付けは、充填材の溶解温度によってろう付けと区別される。はんだ付け温度は一般的に 450°C(840°F)以下である。また、はんだによる継手部分はそれほど強力ではなく、その使用温度はろう付け継手部分よりも低い。標準的なはんだ付け充填材には、スズ鉛合金、スズアンチモン合金、スズ銀合金、ス

ズ鉛ビスマス合金がある。これらの低融点充填材は、さまざまな強度、耐食性、色整合の継手部分を作り出す。

適切なはんだ継手部分を作るには、はんだ付けを行なう前に、ステンレス鋼の表面酸化被膜をフラックスで除去しなければならない。ステンレス鋼（とりわけモリブデン含有二相鋼）の保護酸化被膜は安定性が高いために、適切なフラックス塗布が難しくなる場合がある。標準的な酸性タイプのフラックスには塩化物が含まれる。塩化物含有フラックスを使用する場合は、はんだ付けの後すぐに、水または中和剤によって洗浄する必要がある。フラックスを完全に除去しないと、加工品が使用される前にでも、孔食を起こす可能性がある。

13.4 ろう付け

ろう付け材の融点は450°C(840°F)以上である。ろう付け金属フィラーには、銀ろう付け合金、ニッケルろう付け合金、銅ろう付け合金がある。銀ろう付け合金の融点は618-705°C(1145-1300°F)、銅ろう付け合金の融点は1100-1150°C(2000-2100°F)だが、ニッケルろう付け合金の融点はより高く、最高1175°C(2150°F)である。ニッケルろう付け合金の継手部は、銅ろう付け合金や銀ろう付け合金より高い使用温度に耐えることができる。

二相鋼では、705-980°C(1300-1800°F)の温度領域は避ける必要がある。そのため、ろう付けは1040°C(1900°F)以上、または705°C(1300°F)以下の温度で行なうことが重要である。ろう付け継手部分は、1040°C(1900°F)を超えた温度でのろう付けから焼き入れを行なうことができる。

適切なろう付け材料は、要求される耐食性、使用温度、継手部分の強度に従って選択されなければならない。ニッケルろう付けの材料には最高クロム25%が含まれ、多少耐食性を持つが、二相鋼2205ほどの耐食性はない。

窒素含有ステンレス鋼は、ろう付けが難しいとされていた。このことは、窒素含有量が多い第二世代二相鋼に影響を与え得る。二相鋼のろう付けに関するデータがほとんどないため、加工業者は実験を行なって最適なるろう付けパラメーターを見つける必要がある。

酸化被膜は、はんだ付けと同様、良好なるろう付け継手部分を形成するために、ろう付け操作の前および作業中に除去しなければならない。ここでもまたフラックスを使用するが、ろう付け後には、このフラックスを除去する必要がある。はんだ付け後の洗浄化と同様、水または中和剤を使っての除去作業を行なう。



2205ステンレス鋼を使って加工した排煙脱硫ユニット (出典：ArcelorMittal社)

14 加工後の洗浄化

二相鋼の加工後の洗浄法は、他のステンレス鋼の場合と変わらない。加工後の洗浄化は、パス間温度制御や溶接中のシールドガス使用と同様に重要である。加工後の洗浄が適切でないステンレス加工品は、母材よりもずっと低い温度や侵食性の低い環境で劣化を起こす。最適表面が維持または回復されるよう加工された材料を用いなければ、耐食性の高い材料に費用をかけても無駄になってしまう。水が存在する環境では、溶接スパッター、溶接加熱着色、クレヨン・マーキング、アークストライク、アンダーカットは全て、隙間となりうる。また、こうした状況は鋼の表面とは異なる電位を持つので、ガルバニック相互作用が発生する可能性がある。これらの保護不動態皮膜への障害は、除去すべきである。図18は、加工中に生じ、ステンレス鋼の使用前に除去すべき障害を示している。

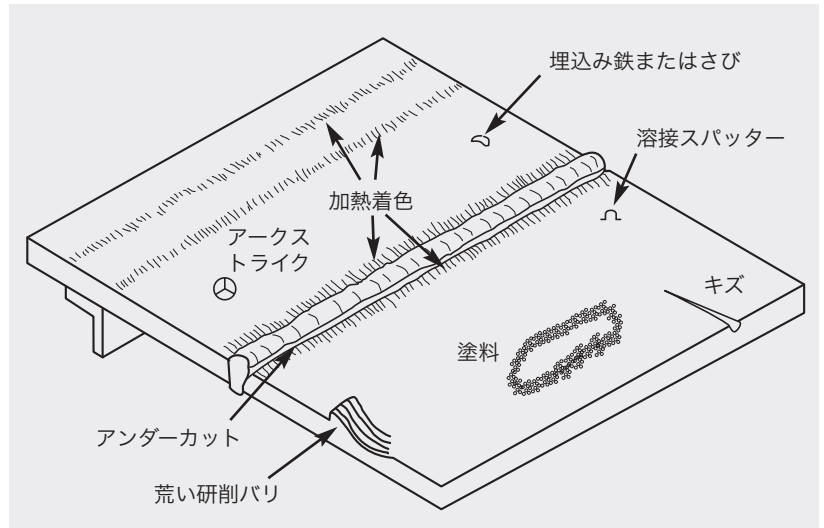


図18. 標準的な加工の欠損または表面状態 (出典：Nickel Institute Publication 10 026)

14.1 クレヨン・マーク、塗装、汚れ、オイル

表面汚染のそれぞれは隙間となり、ステンレス鋼の孔食や隙間腐食の原因になる可能性がある。さらに、炭素性汚染の原因にもなる。更なる溶接が行なわれれば、炭化物析出が発生する可能性もある。これにより材料は鋭敏化しやすくなり、粒間腐食が加工品の使用中に発生する。こうした汚染は溶剤によって除去すべきである。

14.2 埋込み鉄(鉄汚染)

埋込み鉄または遊離鉄は、ステンレス鋼を普通鋼工具・器具で加工または輸送することによって生じる。ステンレス鋼に普通鋼工具を使用したり、ステンレス鋼の保管場所の近くで普通鋼が加工されると、ステンレス鋼の表面に鉄が移行することがある。その鉄は、湿っていたり多湿の環境でさびを生じ、ステンレス鋼表面に腐食がはじまる。対策の一つは、ステンレス鋼と普通鋼の接触を一切避けることである。ステンレスの加工には、ステンレス工具、ステンレス・ワイヤーブラシ、ステンレス・クランプ、汚れのない新しい研削砥石に限るべきである。通常、工場内では工具は色分けされている。

普通鋼工具の使用を全面的に回避し、工場環境に鉄汚染が定着するのを防ぐことは、非現実的であり非経済的であることが多い。こうした場合には、鉄移行が生じることを織り込み、ステンレス加工品が出荷・使用される前に、鉄移行部分を確実に除去する対策を取ることが肝要である。



ロール成形二相鋼厚板の加工における埋込み鉄 (出典：Gary Carinc、TMRステンレス社)

鉄を除去する方法には、機械的洗浄、化学的洗浄、機械的と化学的洗浄の組み合わせがある。最適な洗浄方法は、機器のサイズと形状、意図される用途、洗浄排出物の処理を含む実際的な問題を考慮して決定する。一般的な洗浄方法の一つは、硝酸を使った化学処理で、これはステンレス鋼表面の遊離鉄を溶かすが、ステンレス鋼や保護不動態皮膜は侵さない。しかし、目標とする結果をもたらす化学洗浄法は、他にも数多くある。ASTM A 380⁷には詳細にわたる洗浄方法の説明が記されている。ユーザーは、ASTM A 380に記されている安全問題をよく理解しておくべきである。

ASTM A 967⁸ (US連邦規格 QQP-35cにかわる規格)には、ステンレス鋼の不動態化処理が有効か否かを判定するための適切な試験の選択についての情報が提供されている。この規格では、購入者が達成すべき不動態化処理の水準を決定し、表面処理業者が経済性と効果を考慮して適切な方法を選択するのを認めることが期待されている。



2205ステンレス鋼製タンクを搭載したケミカルタンカー(出典：ArcelorMittal社)

14.3 溶接スパッター、溶接部変色、フラックス、スラグ、アーク・ストライク

溶接中に、上記の不具合が発生する場合があります。不具合は隙間となることがあり、塩化物含有環境で隙間腐食の原因になる可能性がありますので、その発生を防ぐか、溶接後に除去すべきである。溶接スパッターは、加工中にスパッター防止化合物の使用により避けることができる。溶接変色は、不動態皮膜破壊による耐食性の損失を引き起こす。重度の接合部変色または加熱着色は、不活性ガスでのシールドや、不活性ガスによる溶接部裏側のパーージによって避けることができる。しかし、加熱着色は完全に避けることはできず、溶接後の研磨除去工程で除去しなければならない。フラックス、スラグ、アークストライクも、加工品を使用する前に除去しなければならない。溶接スパッター、溶接加熱着色、フラックス、スラグ、アーク・ストライク、溶接アンダーカットのすべてはどれも、細かい研磨などの研磨除去や、ステンレスワイヤーホイールまたはブラシで除去できる。荒い研磨による疵が、使用中に沈着物の付着および隙間の形成を促し、腐食の原因となるため、細かい研磨ホイールを使うことが重要である。

二相鋼の顕著な特徴の一つは、同レベルの耐食性を持つオーステナイト系ステンレス鋼よりも、溶接加熱着色が薄く、付着力が高く、化学除去に対する抵抗が高いことである。溶接変色は、酸洗によって化学的に除去できる。例えば、2205は、硝酸20%とふっ酸5%の溶液で酸洗することができる。この溶液はクロム酸化物を溶かし、ステンレス鋼に強い腐食性をもつため、クロム欠乏層部分が優先溶解する。焼け取りペーストは、同様の効果を持ち、大型部品により簡単に使えるので、酸溶液の代わりに使用することができる。しかしながら、焼け取りペーストは、洗浄の際に有害な溶液を発生させるため、ユーザーは責任をもって適切な安全性確保、取り扱い作業、廃棄処置を行わなければならない。加熱着色の除去に必要な酸の強度は、二相鋼の耐食性によって異なる。

溶接後の最適な耐食性は、機械的洗浄の後に、化学薬品による表面不動態化処理を行なうことで得られると報告されている。

7 ASTM A 380 ステンレス鋼の部品、機器、システムの洗浄、表面不動態化処理のための標準作業

8 ASTM A 967 ステンレス鋼部品のための化学的不動態化処理の標準規格

15 二相鋼の用途

排煙脱硫

石炭を燃料とする火力発電所は、世界中の大気環境の関連で、将来が不透明になっている。さらなる二酸化硫黄の排出量の削減が必要となり、排煙脱硫 (FGD) は、二酸化硫黄の排出削減を達成する方法の一つである。石灰または石灰岩のスラリーを使用して排煙からの二酸化硫黄を「湿間除去」することは、1970年代以降、事業用ボイラーに適用されてきた成熟技術である。最新の洗浄装置は、90%以上の二酸化硫黄を排気ガスから除去する能力がある。最新のFGDユニットは、さまざまな温度、塩化物濃度、pHをもつ複数の部分で構成されている。2205ステンレス鋼、S32205は、オーステナイト系ステンレス鋼に比べて低コストで、高い耐食性があるため、ヨーロッパとアジアでFGD関連の用途に使われてきた。近年、二相鋼の使用は、北米でも承認されるようになり、この鋼種は 高い強度、優れた耐食性や溶接後の高い靱性により、FGD装置部材として最も一般的なものとなっている。



二相鋼S32101およびS32205を使用して建設された多段階フラッシュ海水淡水化ユニット (出典：Outokumpu社)

淡水化处理

淡水化处理は、高塩化物が存在し、高温腐食が進む環境のため、材料には最も厳しい用途の一つである。淡水化の歴史は、おもに材料開発の歴史である。なぜなら淡水化業者は、要求する耐食性と、採算が取れる淡水化プロジェクトを実現するための投資コストのバランスを追求するからだ。淡水化の開発初期には、多段フラッシュ (MSF) と多重効用淡水化 (MED) 両方のプラントの蒸発装置は、普通鋼で作られていた。その後、MSF蒸発装置は、一般的に316L (EN 1.4404) オーステナイト系ステンレス鋼で被覆されるようになった。MEDチャンバーは、最初にエポキシで被覆され、その後ステンレスで被覆されるようになった。

この用途に二相鋼を使う利点は、強度が高いこと (従来のオーステナイト系鋼種の二倍)、また耐食性も高いことである。その結果、二相鋼製蒸発器は、より薄番手の厚板で製作でき、材料の削減や溶接作業の簡素化が可能になる。他の利点としては、取り扱いやすさ、総合的な環境への負荷が少なくなる点などがある。

二相鋼の飛躍的進歩は、2003年に訪れた。その年、2205二相鋼 (EN 1.4462) が、リビアのメリッタMSFプラントとズアラMEDプラントに設置される蒸発装置に採用された。日産400万ガロン (MIGD) の能力を持つプラントも2004年に稼動を始めた。

二相鋼を使った淡水化の第二段階の進歩は、2004年に二種類の異なる二相鋼が蒸発装置の構造材に採用された時に始まった。耐食性の高い2205が最も厳しい条件に曝される部品に、2304 (EN 1.4362)が最も厳しくはない条件の部品に使用された。

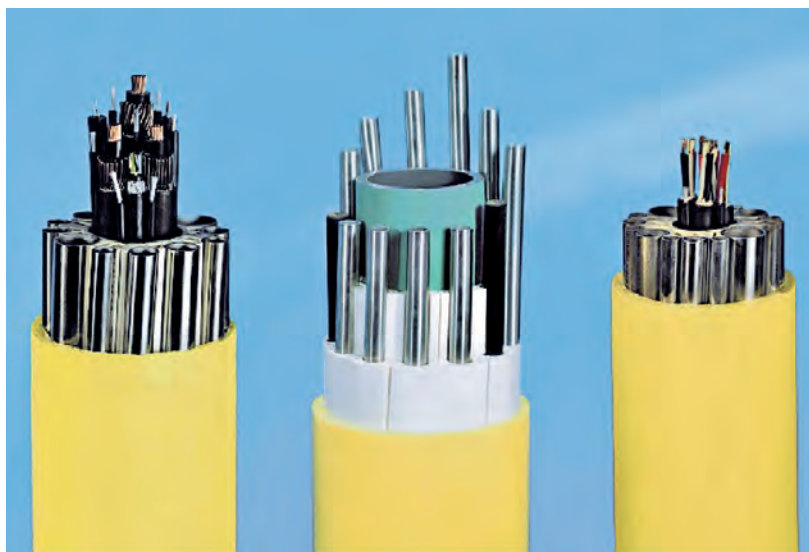
最近、3基のMSFプラントが、この設計に基づき、2205とUNS S32101 (EN 1.4162)を組み合わせ建設された。タヴィーラ B (アブダビ、69.2 MIGD)、ジェベル・アリL2 (ドバイ、55 MIGD)、ラス・アブ・フォンタス B2 (カタール、30 MIGD)である。2304と2205を組み合わせ使用する設計は、2003年からMEDプラントに、そしてより最近では、世界最大規模のMEDプラントであるバーレーンのアル・ヒッドに採用された。

石油・天然ガス

石油・天然ガスの分野では、二相鋼は、厳しい条件に耐える面で重要な役割を果たしてきた。これは耐食性や機械的強度だけでなく、耐孔食指数(PREN)が40を超え一般的なオーステナイト系ステンレス鋼よりも孔食・隙間腐食耐性が優れていることに起因する。

二相鋼は、フローライン（自噴線）、プロセスラインおよび分離器、スクラパー、ポンプなどの機器に主に使用される。海中では、坑井内配管、パイプ、マニホールド、海中クリスマスツリー、プロセスライン、腐食性がある石油・天然ガス輸送用パイプラインに使用されている。スーパー二相鋼（25%クロム）は、設計応力に対して許容応力が高くとれるため、棒、鍛造物、鋳物、薄板、厚板、鋼管、ファスナーなどに使用される。またスーパー二相鋼には、優れた耐疲労性や他の高合金ステンレス鋼とのガルバニック適合性がある。

供給パイプラインは、油圧配管による油井頭部機能の制御に使われ、また、薬品注入にも利用される。鉄製供給パイプラインが市場に導入されて以来、二相鋼が最も多く使われてきた。近年では、深海探査が活発化し、より長尺の供給パイプラインが求められている。供給パイプラインの材料の強度を高め、軽量化することで、長さを延長することができる。また、供給パイプラインを温水で使用し、供給パイプラインにライザーを導入する設計も研究されている。そのため、耐食性と機械的強度に対する需要が高まっている。スーパー二相鋼より高い耐食性と強度を持つ新しいハイパー二相鋼が供給パイプライン用に開発されている。



海洋石油・天然ガス開発用2507供給パイプライン（出典：Sandvik社）

バイオ燃料

陸上では、バイオ燃料（とりわけエタノール）の分野で二相鋼への需要が高まっている。2205ステンレス鋼は、シンガポールのNExBTLプラントのバイオマス液体燃料加工プロセスに採用されている。また、S32101は、オランダのタンク加工会社であるOostwouder Tank & Silobouw BV社に選択され、アムステルダム港におけるNoba Vetveredeling BV社の大規模バイオ燃料プロジェクトで使用されている。S32101は、スウェーデンのハンデロ島にあるAgroetanol社のエタノールプラントの拡張にとまない、耐圧容器や耐圧パイプ用に採用された。低ニッケルの二相鋼は、多くのエタノール供給施設で300系のオーステナイト系ステンレス鋼に代わって使用されている。

飲食物

飲食物産業でも、低ニッケル二相鋼は、その価値が認められている。この鋼種は、現在スペインで食品貯蔵倉庫およびワイン貯蔵倉庫の2件のプロジェクトに使用されている。バルセロナ港では、Emypro SA社が、EN 1.4301/1.4307 (304/304L)の代替にS32101を全面的に使って食品貯蔵倉庫タンクを建設した。スペインのタンクメーカー、Martinez Sole社が、南スペインのダイミエルにあるGarcia Carrión社用に建設したワイン貯蔵倉庫は、二相鋼を使った最初のものである。新しいタンクの頂上部分および屋根にS32101および2304を使用し、1.4301/1.4404 (304/316L)を使う場合よりもコストが節約できた。

建築

二相鋼は、腐食および塩分に侵されやすい条件下で高負荷耐性が要求される橋梁の建設などで重要な役割を担っている。最近のアジアの例としては、香港のストーン・カッターズ・ブリッジと、シンガポールのマリーナ湾にかかる歩行者専用橋に、2205二相ステンレス鋼が使用されている。2006年に建造されたストーン・カッターズ・ブリッジには、2205二相鋼の厚板および鋼管が2000トン使用された。表面仕上げは、中国の加工業者が特注厚板を使って行なった。特注厚板は、昼夜にかかわらず最適な水準の反射効果が得られるように、研磨およびショット・ピーニング処理が行われた。



ストーン・カッターズ・ブリッジ（香港）（出典：Ove Arup & Partners社）

シンガポールのマリーナ湾にかかる歩行者専用橋のヘリックス橋には、570トンの二相鋼が使われている。この橋の素晴らしい設計には、2本のステンレス鋼製スパイラル管があり、DNAのらせん型構造に似ている。その二重らせん構造と支持構造には、2205二相鋼管および厚板がそれぞれ使われている。また、夜間の照明がステンレス鋼の表面に反射してイルミネーション効果を高めるように設計されている。



全ての構造が2205二相鋼のシンガポールのヘリックス橋（撮影：Christopher Frederick Jones氏）

カタールのドーハ新国際空港のステンレス鋼の屋根は、世界最大の規模で、モリブデン含有の低ニッケル二相鋼(S32003)が採用されている。ターミナルビルの最も印象的な特徴は波形屋根で、これは世界最大のステンレス鋼製の屋根と言われている。ターミナルビルの屋根の総面積は195000平米(2.1百万平方フィート)で、1600トン(3.5百万ポンド)の二相鋼を使用している。ステンレス鋼の採用には、いくつかの要素を考慮する必要があった。最重要点は、空港が海に近いことだった。屋根は、中東の高い気温と湿度だけでなく、塩分による腐食に耐えなければならなかった。採用の他の決め手は、費用や、他の鋼種より優れた二相鋼の重量当たりの強度だった。



ドーハ新国際空港の二相鋼製の屋根（出典：Qatar Airways社）

推獎文獻

一般情報

- P. Johansson, M. Liljas, A New Lean Duplex Stainless Steel for Construction Purposes, Proceedings of 4th European Stainless steel Conference Science and Market, Paris 2002.
- M. Liljas, J.Y. Jonsson, S.Wessman, Stress Relief Treatment of 22Cr Duplex Stainless Steel EN 1.4462, Proceedings of Stainless Steel World Conference, Maastricht, Netherlands, 2005
- M. Liljas, 80 Years with Duplex Steel, a Historic Review and Prospects for the Future, Proceedings of 6th European Stainless Steel Conference Science and Market, Helsinki, Finland 2008
- H. Liu, P.Johansson, M.Liljas , Structural Evolution of LDX 2101 During Isothermal Ageing at 600–850°C, Proceedings of 6th European Stainless Steel Conference Science and Market, Helsinki, Finland 2008
- Z. Wei, J. Laizhu, H. Jincheng, S. Hongmei, Study of Mechanical and Corrosion Properties of a Fe-21.4Cr-6Mn-1.5Ni-0.24N-0.6Mo Duplex Stainless Steel, Materials Science and Engineering A, 2008, 497: 501–504
- J. Charles, Why and Where Duplex Stainless Steels, Proceedings of the 5th World Conference on Duplex Stainless Steels, KCI Publishing, Zutphen, The Netherlands, 1997, p. 29.
- M.G. Mecozzi, M. Barteri, Effect of Alloying Elements and Impurity on Hot Ductility of 23% Cr 4% Ni Stainless Steel, 5th World Conference Duplex Stainless Steels, Conference Proceedings, KCI Publishing, 1997, p. 1011–1016.
- J. Charles, Super Duplex Stainless Steels: Structure and Properties, Proceedings of Duplex Stainless Steels '91, Les Editions de Physique, F-91944 Les Ulis Cedex, France, 1991, p. 3 and p. 151.
- F. Dupouiron, S. Faucheur, and G. Varvat, Fabrications of Process Equipment in Duplex Stainless Steels, Proceedings of Duplex Stainless Steels '91, Les Editions de Physique, F-91944 Les Ulis Cedex, France, 1991, p. 621.
- C. W. Kovach, High-Performance Stainless Steels, Nickel Development Institute Reference Book Series No 11021, Toronto, Canada, 2000

物理的冶金

- R. Sanchez, I. Moreno, J. Amagro, J. Botella, Effects of Composition and Thermal History on the Phase Balance and Elements Distribution of Standard and Modified Duplex Stainless Steel, 4th Stainless Steel Science and Market Congress, Conference Proceedings, Paris 2002, p. 108–113.
- J.-O. Nilsson, The Physical Metallurgy of Duplex Stainless Steels, Proceedings of the 5th World Conference on Duplex Stainless Steels, KCI Publishing, Zutphen, The Netherlands, 1997, p. 73.
- J.-O. Nilsson, The Use of Modern Physical Metallurgy in the Development and Characterization of Special Stainless Steels, Journal de Physique, 4, 1993, Vol. 3, Number 7/V1, p. C7-67–C76.
- B. Josefsson, J.-O. Nilsson and A. Wilson, Phase Transformations in Duplex Steels and the Relation Between Continuous Cooling and Isothermal Heat Treatment, Proceedings of Duplex Stainless Steels '91, Les Editions de Physique, F-91944 Les Ulis Cedex, France, 1991, p. 67.

機械加工

C. Bergqvist, J. Olsson, Machining in the New Duplex Grade LDX 2101-Easier Than Expected. Proceedings of Duplex 2007, Grado, Italy 2007.

B. Pellegrini, B.N. Di Caprio and R. Pacagnella, Tool Performance in Continuous Cutting of Duplex Stainless Steel, Proceedings of the 5th World Conference on Duplex Stainless Steels, KCI Publishing, Zutphen, The Netherlands, 1997, p. 175.

C.G. Carlborg, Å. Nilsson and P-Å. Frandlind, Machinability of Duplex Stainless Steel, Proceedings of Duplex Stainless Steels '91, Les Editions de Physique, F-91944 Les Ulis Cedex, France, 1991, p. 685.

溶接

F. Hägg, M.Liljas, B.Holmberg, The welding consequences of replacing austenitic with duplex stainless steel. Proceedings of Stainless Steel World Conference, Maastricht, Netherlands, 2007

C. Baxter, M.Young, Practical aspects for production welding and control of duplex stainless steel pressure and process plants. Proceedings of Duplex America, Houston, TX, 2000

C. Baxter, N.A McPherson, High-productivity welding of duplex stainless steel. Proceedings of Duplex America, Houston, TX, 2000

B. Holmberg, M.Larén, Welding and applications of the new lean duplex steel LDX 2101. IIW Annual meeting, Prague, Czech Republic, 2005.

C. Eriksson, P.Johansson, M.Liljas, E.M. Westin, Mechanical properties of welds in the new lean duplex stainless steel LDX 2101. Proceedings of Stainless Steel World Conference, Maastricht, Netherlands, 2003

L. Duprez, B. De Cooman, N. Akudt, Microstructure Evolution During Isothermal Annealing of a Standard Duplex Stainless Steel Type 1.4462, Steel Research, 71, 2000, No.10, p. 417–422

L. van Nassau, H. Meelker, F. Neessen and J. Hilkes, Welding duplex and superduplex stainless steel, an update of the guide for industry, Proceedings of the 5th World Conference on Duplex Stainless Steels, KCI Publishing, Zutphen, The Netherlands, 1997, p. 17.

L. Karlsson, Duplex stainless steel weld metal – effects of secondary phases, Proceedings of the 5th World Conference on Duplex Stainless Steels, KCI Publishing, Zutphen, The Netherlands, 1997, p. 43.

C. Baxter, L. Tuveson-Carlström, L. Svensson and A. Brorson, The significance of filler metal type on the stress corrosion cracking and fracture toughness of welded 2205 duplex stainless steel, Proceedings of the 5th World Conference on Duplex Stainless Steels, KCI Publishing, Zutphen, The Netherlands, 1997, p. 279.

B. Holmberg, How to Perform Welding in Duplex Stainless Steels to Obtain Optimum Weld Metal Properties, Stainless Steel World, March 1997, p. 28.

P. Rouault and C. Bonnet, A new shielding gas range for the TIG, plasma and MIG welding of duplex and superduplex stainless steels, Proceedings of the 5th World Conference on Duplex Stainless Steels, KCI Publishing, Zutphen, The Netherlands, 1997, p. 289.

R.N. Gunn, Intermetallic formation in superduplex stainless steel heat affected zone, Proceedings of the 5th World Conference on Duplex Stainless Steels, KCI Publishing, Zutphen, The Netherlands, 1997, p. 335.

L. Karlsson, S.L. Andersson and S. Rigdal, Welding superduplex stainless steels with Ni-base consumables, Proceedings of the 5th World Conference on Duplex Stainless Steels, KCI Publishing, Zutphen, The Netherlands, 1997, p. 433.

B. Bonnefois, J. Charles, A. Bruyere, and R. Cozar, Welding of super duplex steels: new efficient solutions for joining using Ni alloys filler materials, Proceedings of the 5th World Conference on Duplex Stainless Steels, KCI Publishing, Zutphen, The Netherlands, 1997, p. 499.

D.N. Noble, W. A. Bruce, and R.N. Gunn, Hot tapping 22% Cr duplex stainless steel, Proceedings of the 5th World Conference on Duplex Stainless Steels, KCI Publishing, Zutphen, The Netherlands, 1997, p. 471.

K. Yasuda, R.N. Gunn, and T.G. Gooch, Prediction of austenite content in duplex stainless steels weld metals, Paper 26, Proceedings of 4th International Conference Duplex Stainless Steels, TWI, Abington Hall, Abington, Cambridge, UK, 1994.

L. Odegard, C-O Pettersson and S-A Fager, The selection of welding consumables and properties of dissimilar welded joints in the superduplex stainless steel Sandvik SAF 2507 to carbon steel and highly alloyed austenitic and duplex stainless steels, Paper 94, Proceedings of 4th International Conference Duplex Stainless Steels, TWI, Abington Hall, Abington, Cambridge, UK, 1994.

V. van der Mee, H. Meelker, and L. van Nassau, How to avoid hydrogen cracking in (super) duplex stainless steel weldments, Paper 119, Proceedings of 4th International Conference Duplex Stainless Steels, TWI, Abington Hall, Abington, Cambridge, UK, 1994.

M. Liljas, The welding metallurgy of duplex stainless steels, Paper KV, Proceedings of 4th International Conference Duplex Stainless Steels, TWI, Abington Hall, Abington, Cambridge, UK, 1994.

D.J. Kotecki and J.L. P. Hilkes, Welding processes for duplex stainless steels, Paper KVI, Proceedings of 4th International Conference Duplex Stainless Steels, TWI, Abington Hall, Abington, Cambridge, UK, 1994.

検査

F.H. Dijkstra and J.A. de Raad, Non-destructive testing of duplex welds, Proceedings of the 5th World Conference on Duplex Stainless Steels, KCI Publishing, Zutphen, The Netherlands, 1997, p. 509.

D.J. Kotecki, Ferrite measurement in duplex stainless steel, Proceedings of the 5th World Conference on Duplex Stainless Steels, KCI Publishing, Zutphen, The Netherlands, 1997, p. 957.

C.I.K. Sinclair and B.W.O. Shepherd, Non-destructive testing of welds in duplex stainless steels, Paper 63, Proceedings of 4th International Conference Duplex Stainless Steels, TWI, Abington Hall, Abington, Cambridge, UK, 1994.

J.D. Redmond and R.M. Davison, Critical Review of Testing Methods Applied to Duplex Stainless Steels, Stainless Steel World, April 1998, p. 37–45

参照文献

- 1 J. Charles, Super duplex stainless steels: structure and properties, Proceedings of Duplex Stainless Steels '91, Les Editions de Physique, F-91944 Les Ulis Cedex, France, p. 3, 1991.
- 2 R. Sánchez, I. Moreno, J. Almagro, J. Botella, X. Llovet, Effects of Composition and Thermal History on the Phase Balance and Elements Distribution of Standard and Modified Duplex Stainless, Fourth Stainless Steel Science and Market Congress, Paris 2002, Conference Proceedings
- 3 I. Zucato, M. C. Moreira, I. F. Machado and S. M. Giampietri Lebrão, Microstructural Characterization and the Effect of Phase Transformations on Toughness of the UNS S31803 Duplex Stainless Steel Aged Treated at 850 °C, Materials Research Print version ISSN 1516-1439, Mat. Res. vol.5 no.3 São Carlos July/Sept. 2002
- 4 B. Josefsson, J.-O. Nilsson and A. Wilson, Phase Transformations in duplex steels and the relation between continuous cooling and isothermal heat treatment, Proceedings of Duplex Stainless Steels '91, Les Editions de Physique, F-91944 Les Ulis Cedex, France, 1991, p. 67.
- 5 C. Hounглу and S. Hertzman, Kinetics of Intermetallic Phase Formation in Duplex Stainless Steel and Their Influence on Corrosion Resistance, Report IM-2689, Swedish Institute of Metals Research, Stockholm, Sweden.
- 6 G. Herbsleb and P. Schwaab, Precipitation of Intermetallic Compounds, Nitrides and Carbides in AF 22 Duplex Steel and their Influence on Corrosion Behavior in Acids, Proceedings of Duplex Stainless Steels Conference, ASM, Metals Park, Ohio, 1983, p.15
- 7 L. Iturgoyen and M. Anglada, The Influence of Aging at 475°C on the Fatigue Crack Propagation of a Duplex Stainless Steel, Proceedings of Stainless Steels '91, The Iron and Steel Institute of Japan, Tokyo, Japan, Vol. 2, p. 746, 1991.
- 8 D. Bauernfeind and G. Mori, Corrosion of Superaustenitic Stainless Steels in Chloride- and Sulfate-Containing Media-Influence of Alloying Elements Cr, Mo, N, and Cu, Proceedings of NACE Corrosion 2003 Conference, Paper 03-257
- 9 P.-E. Arnvig, and W. Wasielewska, Stress Corrosion Behaviour of Highly Alloyed Stainless Steels under Severe Evaporative Conditions, ACOM 3-1993, Avesta Sheffield AB, 1993.
- 10 A. Miyasaka, K. Denpo and H Ogawa, Prediction of Application Limits of Stainless Steels in Oilfield Equipment, Proceedings of Stainless Steels '91, The Iron and Steel Institute of Japan, Tokyo, Japan, Vol. 1, p. 241, 1991.
- 11 J.J. Eckenrod, et al, "Effects of Chemical Composition and Thermal History on the properties of Alloy 2205 Duplex Stainless Steel", New Developments in Stainless Steel Technology, R. A Lula, Ed., ASM 1985.
- 12 R.M. Davison and J.D. Redmond, Paper No. 302, CORROSION/91, NACE International, Houston, Texas, 1991.
- 13 ASME Boiler and Pressure Vessel Code, Section VIII, Division 1, Paragraph UHA 51.

付録 1: 二相鋼のカテゴリ分類ならびに製品名

UNS No.	鋼種	EN No.	EN名	JIS/日本	GB/中華人民共和国	KS/大韓民国	製品名
S31200					022Cr25Ni6Mo2N		44LN
S31260					022Cr25Ni7Mo3 WCuN		DP3 DP12
S31500							3RE60
S32001		1.4482	X2CrMnNiMoN21-5-3				Nitronic 19D
S32003							ATI 2003
S32101		1.4162	X2CrMnNiN21-5-1				LDX 2101 B2101
S32202							UR 2202
S31803 S32205	2205*	1.4462	X2CrNiMoN22-5-3	SUS 329 J3L	022Cr22Ni5Mo3N	STS 329J3L	SAF 2205 UR 2205 UR 2205+ UR 2205Mo DMV 22-5 ATI 2205 2205 Code Plus Two NAS 329J3L NSSC DX1 DP8 B2205
S32304	2304*	1.4362	X2CrNiN23-4		022Cr23Ni5Mo3N		SAF 2304 UR 2304 B2304
S32506							NAS 64
S32520		1.4507	X2CrNiMoCuN25-6-3				UR 2507Cu
S32550	255*				03Cr25Ni6Mo3Cu2N		Ferrallium 255 UR 2507Cu
S32707							SAF 2707 HD
S32750	2507*	1.4410	X2CrNiMoN25-7-4	SUS 329 J4L	022Cr25Ni7Mo4N	STS 329 J4L	AF 2507 UR 2507 NAS 74N SAF 2507
S32760		1.4501	X2CrNiMoCuWN25-7-4				Zeron 100 UR 2507W NAS 75N
S32808							DP28W
S32900	329	1.4460	X3CrNiMoN27-5-2	SUS 329 J1	0Cr26Ni5Mo2	STS 329 J1	
S32906							SAF 2906

UNS No.	鋼種	EN No.	EN名	JIS/Japan	GB/中華人民共和国	KS/大韓民国	製品名
S32950							7-Mo Plus
S32960							
S33207							SAF 3207 HD
S39274							DP-3W
S39277							AF918
S82011							ATI 2102
-		1.4655	X2CrNiCuN23-4				
-		1.4477	X2CrNiMoN29-7-2				
-		1.4424	X2CrNiMoSi18-5-3				

* 商標でなく、いかなる単一のメーカーのものでもなく、広く使われている通称

付録 2: 規格のまとめ

ASTM/ASME規格

UNS No.	鋼種	A 815	A 959	A 480/M SA 480	A 314	A 240/M SA 240	A 484/M SA 484	A 276 SA 276	A 479/M SA 479
		パイプ継手	鍛造鋼種	一般的要求	鋼片	平ロール	一般的要求	棒、形鋼	棒、形鋼
S31200			X	X		X			
S31260			X	X		X			
S31803		X	X	X		X	X	X	X
S32001			X	X		X			
S32003			X	X		X			
S32101		X	X	X		X	X	X	X
S32202		X		X	X	X	X	X	X
S32205	2205	X	X	X		X	X	X	X
S32304	2304		X	X		X	X	X	
S32506			X	X		X	X	X	X
S32520			X	X		X			
S32550	255	X	X	X		X	X	X	X
S32707									
S32750	2507	X	X	X		X	X	X	X
S32760		X	X	X	X	X	X	X	X
S32900	329		X	X		X	X		
S32906			X	X		X	X		X
S32950		X	X	X	X	X	X		X
S39274		X	X	X		X			
S39277			X				X		X
S33207									
S82011				X		X			

EN規格

EN No.	EN名	EN 10028-7	EN 10088-2	EN 10088-3	EN 10088-4	EN 10088-5	EN 10095	EN 10216-5
1.4362	X2CrNiN23-4	X	X	X	X	X	X	X
1.4655	X2CrNiCuN23-4		X					
1.4460	X3CrNiMoN27-5-2			X		X		
1.4477	X2CrNiMoN29-7-2		X	X	X	X		
1.4462	X2CrNiMoN22-5-3	X	X	X	X	X		X
1.4507	X2CrNiMoCuN25-6-3	X	X	X				X
1.4410	X2CrNiMoN25-7-4	X	X	X	X	X		X
1.4501	X2CrNiMoCuWN25-7-4	X	X	X				X
1.4424	X2CrNiMoSi18-5-3		X	X	X	X		X
1.4062	X2CrNiN22-2							
1.4162	X2CrMnNiN21-5-1				X	X		

A 580/M	A 270	A 789/M SA 789	A 790/M SA 790	A 928/M	A 923	A 182	API 650	NSF/ANSI 61
ワイヤーロッド	санитарリー配管	配管（継ぎ目なし、フィルターなしで溶接）	パイプ（継ぎ目なし、フィルターなしで溶接）	フィルターありで溶接	二相鋼試験	継手		飲料水
		X	X	X		X		
		X	X	X				
	X	X	X	X	X	X	X	X
		X						
	X	X	X	X			X	X
		X	X				X	X
X		X	X	X		X		
	X	X	X	X	X	X	X	X
		X	X	X			X	X
		X	X	X				
		X	X		X	X	X	
		X	X	X	X	X	X	
		X	X					
	X	X	X	X	X	X	X	
		X	X	X		X	X	
		X	X	X				
		X	X			X		
		X	X	X		X		
		X	X			X		
		X	X			X		
		X	X			X		
		X	X					

EN 10217-7	EN 10222-5	EN 10250-4	EN 10263-5	EN 10272	EN 10296-2	EN 10297-2	EN 10312
X		X		X	X	X	
		X				X	
X	X	X	X	X	X	X	X
		X		X		X	
X	X	X		X	X	X	
X		X		X		X	
						X	

鑄造二相鋼

UNS No.	ASTM 890 規格、一般、	ASTM A 995 規格、圧力部品
J93370	X	
J93372	X	X
J93373	X	
J93345	X	X
J93371	X	X
J92205	X	X
J93404	X	X
J93380	X	X

規格タイトル一覧

規格タイトル	
A 182 / A 182M	Forged or Rolled Alloy-Steel Pipe Flanges, Forged Fittings, and Valves and Parts for High-Temperature Service
A 240 / A 240M	Heat-Resisting Cr and Cr-Ni Stainless Steel Plate, Sheet, and Strip for Pressure Vessels
A 270	Seamless and Welded Austenitic and Ferritic / Austenitic Stainless Steel Sanitary Tubing
A 314	Stainless Steel Billets and Bars for Forging
A 276	Stainless Steel Bars and Shapes
A 479 / A 479M	Stainless Steel Bars and Shapes for Use in Boilers and Other Pressure Vessels
A 480 / A 480M	General Requirements for Flat-Rolled Stainless and Heat-Resisting Steel Plate, Sheet, and Strip
A 484 / A 484M	General Requirements for Stainless Steel Bars, Billets, and Forgings
A 580 / A 580M	Stainless Steel Wire
A 789 / A 789M	Seamless and Welded Ferritic / Austenitic Stainless Steel Tubing for General Service
A 790 / A 790M	Seamless and Welded Ferritic / Austenitic Stainless Steel Pipe
A 815 / A 815M	Wrought Ferritic, Ferritic / Austenitic, and Martensitic Stainless Steel Fittings
A 890 / A 890M	Castings, Fe-Cr-Ni-Mo Corrosion-Resistant, Duplex for General Application
A 923	Detecting Detrimental Intermetallic Phase in Wrought Duplex Stainless Steels
A 928 / A 928M	Ferritic / Austenitic Stainless Steel Pipe Electric Fusion Welded with Addition of Filler Metal
A 959	Harmonized Standard Grade Compositions for Wrought Stainless Steels
A 988 / A 988M	Hot Isostatically-Pressed Stainless Steel Flanges, Fittings, Valves, and Parts for High Temperature Service
A 995 / A 995M	Castings, Austenitic-Ferritic (Duplex) Stainless Steels for Pressure-Containing Parts
API 650	Welded Steel Tanks for Oil Storage
NSF / ANSI 61	Drinking Water System Components
NACE MR0175	Sulphide stress cracking resistant material for oil field equipment
EN 10028-7	Flat products made of steels for pressure purposes – Part 7: Stainless steels
EN 10088-2	Stainless steels – Part 2: Technical delivery conditions for sheet/plate and strip of corrosion resisting steels for general purposes

規格タイトル

EN 10088-3	Stainless steels – Part 3: Technical delivery conditions for semi-finished products, bars, rods, wire, sections and bright products of corrosion resisting steels for general purposes
EN 10095	Heat resisting steels and nickel alloys
EN 10216-5	Seamless steel tubes for pressure purposes – Technical delivery conditions – Part 5: Stainless steel tubes
EN 10217-7	Welded steel tubes for pressure purposes – Technical delivery conditions – Part 7: Stainless steel tubes
EN 10222-5	Steel forgings for pressure purposes – Part 5: Martensitic, austenitic and austenitic-ferritic stainless steels
EN 10250-4	Open die steel forgings for general engineering purposes – Part 4: Stainless steels
EN 10263-5	Steel rod, bars and steel wire for cold heading and cold extrusion – Part 5: Technical delivery conditions for stainless steels
EN 10272	Stainless steel bars for pressure purposes
EN 10296-2	Welded circular steel tubes for mechanical and general engineering purposes – Technical delivery conditions – Part 2: Stainless steel
EN 10297-2	Seamless circular steel tubes for mechanical and general engineering purposes – Technical delivery conditions – Part 2: Stainless steel
EN 10312	Welded stainless steel tubes for the conveyance of aqueous liquids including water for human consumption – Technical delivery conditions
EN ISO 8249	Welding – Determination of Ferrite Number (FN) in austenitic and duplex ferritic-austenitic Cr-Ni stainless steel-weld metals
VdTÜV WB 418	Ferritisch-austenitischer Walz- und Schmiedestahl, 1.4462
VdTÜV WB 496	Ferritisch-austenitischer Walz- und Schmiedestahl, 1.4362
VdTÜV WB 508	Ferritisch-austenitischer Walz- und Schmiedestahl, 1.4410



INTERNATIONAL MOLYBDENUM ASSOCIATION

支援団体:
国際ステンレス鋼フォーラム (www.worldstainless.org)
Euro Inox (www.euro-inox.org)

ISBN 978-1-907470-06-6

