
ステンレス鋼の低温機械的性質

Low-Temperature Mechanical Properties of Stainless Steels

木下 昇(Noboru Kinoshita)

要旨：

ステンレス鋼の低温での機械的性質を概説した。Cr 系ステンレス鋼は、その遷移温度が室温以上であるため低温用途には適していない。Cr-Ni 系ステンレス鋼の圧延材は、焼鈍状態では液体窒素温度以下でも顕著なぜい性を示さないが、そのシャルピー衝撃値は組織内に δ -フェライトやマルテンサイトあるいは粒界炭化物が存在することにより低下する。この鋼種は熱伝導度が低く、これも低温用鋼にとって望ましいことである。鋳鋼あるいは溶着鋼の靱性は圧延材のそれにくらべて劣っている。

Synopsis：

The mechanical properties of stainless steels at low temperatures are outlined. Straight Cr stainless steels are not suitable for cryogenic uses because of their relatively high transition temperatures. Although the Charpy impact values of wrought Cr-Ni stainless steels are decreased by the existence of δ -ferrite, grain-boundary carbides or martensite, the steels do not exhibit marked brittleness even below the liquid nitrogen temperature. This, coupled with low thermal conductivities, makes the steels favorable for cryogenic services. The notch-toughness of cast and weld deposits of Cr-Ni stainless steels is inferior to that of wrought steels.

(c)JFE Steel Corporation, 2003

本文は次のページから閲覧できます。

ステンレス鋼の低温機械的性質

Low-Temperature Mechanical Properties of Stainless Steels

木 下 昇*

Noboru Kinoshita

Synopsis:

The mechanical properties of stainless steels at low temperatures are outlined.

Straight Cr stainless steels are not suitable for cryogenic uses because of their relatively high transition temperatures.

Although the Charpy impact values of wrought Cr-Ni stainless steels are decreased by the existence of δ -ferrite, grain-boundary carbides or martensite, the steels do not exhibit marked brittleness even below the liquid nitrogen temperature. This, coupled with low thermal conductivities, makes the steels favorable for cryogenic services. The notch-toughness of cast and weld deposits of Cr-Ni stainless steels is inferior to that of wrought steels.

1. 諸 言

各種液化ガスの需要増大に伴ない、表1に示すような広範な温度域にわたるガス液化および液化分離の低温化学工業が目覚しい発展をとげつつある。この諸プロセス装置あるいは原料、製品の貯

表1 低温度を利用する化学工業

種	類	温度(°C)
プロパンの液化分離		-43
塩素の液化		-55
石油精製工程におけるSO ₂ 液化分離		-60
エチレンの低温蒸溜		-100
メタンガスの液化		-162
液体酸素の製造		-190
天然ガスの液化		-200
高純度酸素精製(N ₂ 除去)		-210
ヘリウムガスの液化		-269

蔵タンクに用いる材料については、とくに低温靱性と加工性の観点から厳格な選定が行なわれている。表2¹⁾はエチレン製造装置の低温プロセスの条件と構成材料を示したものであり、鋼だけでも多種類のものが用いられていることがわかる。とくに極低温流体に接する容器や配管には、低温特性がすぐれ、かつ加工性が良好なオーステナイト系ステンレス鋼が用いられている。本報ではこのような低温工業装置の心臓部ともいえる部分に使われることが多いオーステナイト系ステンレス鋼を主体としてステンレス鋼の低温特性を紹介する。

2. ステンレス鋼の種類と基本性質

ステンレス鋼とは、鉄鋼の最大欠点であるさびの発生を防止するために、表面における不動態の形成による不しゅう(錆)性をたもさせた鋼で、主成分としてCrを含有する特殊鋼と定義されている²⁾が、実用鋼としてはマルテンサイト系(13

* 技術研究所特殊鋼研究室主任研究員

表 2 エチレン製造装置の低温プロセスの条件と構成材料¹⁾

プロセスまたは機器	運 転 条 件		主な流体成分	機 器 部 品	構 成 材 料
	温度 (°C)	圧力 (kg/cm ²)			
脱メタン	20～100	25～45	水 素 メタン エチレン 炭化水素	容 器 配管および部品	Alキルド鋼 2.5%Ni鋼 3.5%Ni鋼 Cr-Mo 鋳鋼
脱エタン	80～30	20～35	エチレン 炭化水素	容 器 配管および部品	軟 鋼 Alキルド鋼 2.5, 3.5%Ni鋼 Cr-Mo鋳鋼
アセチレン水添	>20	1.0～30	水 素 エチレン 炭化水素	容 器 配管および部品	軟 鋼 Alキルド鋼 鋳 鋼
エチレン分離	0～40	15～30	エチレン 炭化水素	容 器 配管および部品	アルミキルド鋼 軟 鋼 Cr-Mo鋼, 鋳鋼
水素・メタン分離	-100～-170	0～35	水 素 メタン	容 器 配管および部品	9%Ni鋼, 18Cr-8Ni鋼 および鋳鋼
貯蔵タンク	0～-150	15～25	液化エチレン	貯蔵タンク 配管および部品	9%Ni鋼, 3.5%Ni鋼 Alキルド鋼
冷 凍 サイクル	10～-103	1.0～20	液化エチレン	容 器	Alキルド鋼, 3.5% Ni鋼, 9%Ni鋼, 18Cr -8Ni鋼
			液化プロピレン	配管および部品 ポ ンプ	
			液化プロパン	熱交換器	

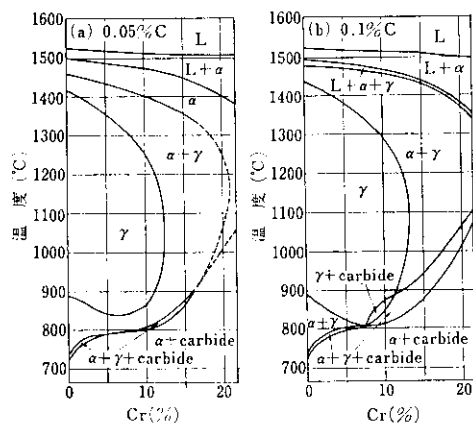
%Cr鋼), フェライト系 (18%Cr鋼) およびオーステナイト系 (18-8ステンレス鋼) の3種類に大きく分類することができる。これらの JIS での組成を表3に示す。一般に鋼の低温特性はその化学組成, 組織および結晶粒度によって大きく左右されるが, ステンレス鋼の場合も例外ではない。そこでまずステンレス鋼の基本的な3鋼種の組織について簡単にふれておく。

図1は Fe-Cr 系の組織図³⁾である。この図から 13%Cr鋼 (SUS-51) は, 約 800°C 以下の温度で焼鈍するとフェライト+炭化物の組織であるが, 約 850°C 以上で保持するとほとんど完全にオース

テナイト組織となり, この場合は冷却速度が早いと組織の大部分がマルテンサイトに変態する可能性のあることがわかる。そこで 13%Cr鋼にあっては, 普通の炭素鋼と同様に焼戻しによる結晶粒の微細化も期待できる。18%Cr鋼 (SUS-24) では約 900°C 以下の温度で焼鈍すればやはりフェライト+炭化物の組織であるが, 約 900°C 以上に加熱すると組織の一部にオーステナイトが出現する。このとき残りのフェライト組織部は結晶粒が著しく粗大となり, 常温に冷却しても変態を起こさないため微細化しない (オーステナイトになった部分は冷却速度が早いとマルテンサイトに

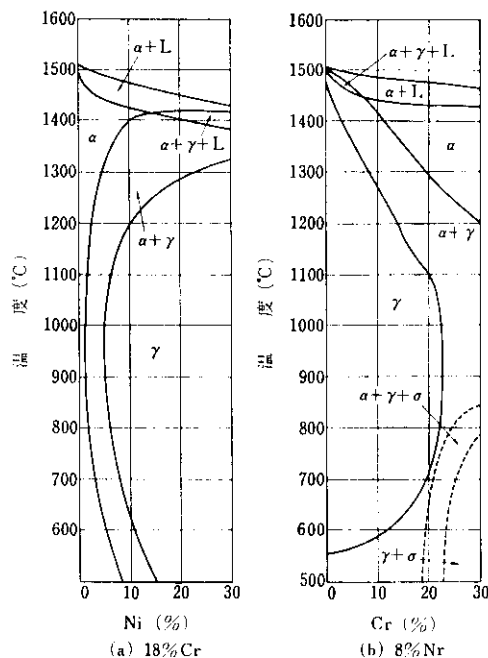
表 3 代表的なステンレス鋼の種類と化学成分 (JIS)

鋼 種 組 成	記 号	化 学 成 分 (%)								類似鋼種 AISI記号
		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	
13Cr-低C	SUS-51	≤0.15	≤1.00	≤1.00	≤0.040	≤0.030	—	11.50~13.50	—	410
17Cr	SUS-24	≤0.12	≤0.75	≤1.00	≤0.040	≤0.030	—	16.00~18.00	—	430
18Cr-8Ni	SUS-27	≤0.08	≤1.00	≤2.00	≤0.040	≤0.030	8.00~11.00	18.00~20.00	—	304
18Cr-8Ni-極低C	SUS-28	≤0.030	≤1.00	≤2.00	≤0.040	≤0.030	9.00~13.00	18.00~20.00	—	304L
18Cr-12Ni-Mo	SUS-32	≤0.08	≤1.00	≤2.00	≤0.040	≤0.030	10.00~14.00	16.00~18.00	2.00~3.00	316
17Cr-7Ni	SUS-39	≤0.15	≤1.00	≤2.00	≤0.040	≤0.030	6.00~8.00	16.00~18.00	—	301
18Cr-8Ni-高C	SUS-40	≤0.15	≤1.00	≤2.00	≤0.040	≤0.030	8.00~10.00	17.00~19.00	—	302
25Cr-20Ni	SUS-42	≤0.08	≤1.50	≤2.00	≤0.040	≤0.030	19.00~22.00	24.00~26.00	—	310
20Cr-10Ni		≤0.08	≤1.00	≤2.00	≤0.045	≤0.030	10.00~12.00	19.00~21.00	—	308

図 1 0.05% C (a) と 0.1% C (b) の Fe-Cr 系等 C 断面組織図³⁾

変態して硬化する)。粗大化したフェライト粒は適当な冷間圧延と熱処理を施さなければ微細化しない。

一方18-8ステンレス鋼では、図2⁴⁾に示すように、1000~1100°Cでの安定相であるオーステナイトをこのような温度からの急冷により準安定的に室温までもちたすことができ、通常のものは室温でオーステナイト組織である。しかしこのオーステナイト組織の安定度は主として鋼の化学組成によって定まり、それが不安定なものでは室温で加工をうけたりあるいはサブゼロ温度に冷却されるとマルテンサイト組織が出現しやすい。このようにCr系ステンレス鋼と比べて結晶組織が基

図 2 Fe-Ni-Cr 状態図の 18% Cr (a) と 8% Ni (b) の断面組織図⁴⁾

本的に異なっており、したがって機械的性質も著しく異なっている。

一般に低温用鋼材の材質判定の基準としては、まず衝撃試験値が重視されている。たとえば低温容器の場合、圧力容器用鋼板についてのASTM-A-300の規準によると、9% Ni 鋼 (A-353) は -196°C、3.5% Ni 鋼 (A-203) は -100°C での V

ノッチ・シャルピー衝撃試験値が 15 ft-lb 以上であることが要求されている。一方、オーステナイト系ステンレス鋼については、ASME Code および日本の高圧ガス保安協会の高圧ガス取締法では低温での衝撃試験が規定されていないが、ASTM (A-320) では低温用ボルトに用いる AISI-304 と 347 鋼を -252°C で、また、AISI-321, 303 および 316 鋼を -196°C で衝撃試験することが推奨されている。

3. Cr 系ステンレス鋼の低温特性

図 3 は約 0.1% C を含む Cr 鋼の常温における衝撃値におよぼす Cr 含有量の影響を示したものの³⁾

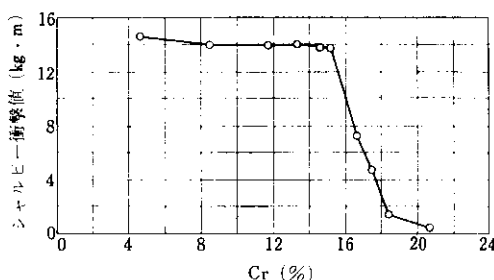


図 3 Cr 鋼の常温における切欠衝撃靱性におよぼす Cr 含有量の影響³⁾

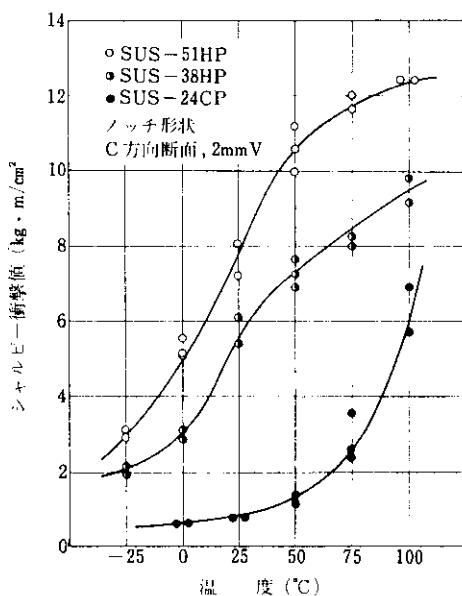


図 4 Cr 系ステンレス鋼の衝撃値⁶⁾

であり、Cr 含有量が 15% 以上になると衝撃値が急激に低下することがわかる。また焼鈍状態にある Cr 系ステンレス鋼厚鋼板の衝撃値の温度変化を図 4⁶⁾ に示す。このように高 Cr 鋼では遷移温度が高く、13% Cr 鋼(SUS-51HP)では室温付近、18% Cr 鋼(SUS-24CP)では 100°C 付近である。したがってこれらの鋼は、零下温度にあっては切欠の存在下でわずかな衝撃によりフェライト粒に劈開破壊を起こしやすいことがわかる。

Cr 系ステンレス鋼の衝撃値は溶製方法によって大きく影響される。表 4 および図 5 は真空溶解した鋼と大気溶解した鋼の衝撃値を比較したものの⁷⁾で、真空溶解することにより 17% Cr 鋼の遷移温度は -50°C 付近になり、絶対値も室温で約 25 倍となって良好な靱性を示すようになっていく。

表 4 真空処理したクロム鋼の常温衝撃値

鋼	組 成 (%)		衝撃値 (kg-m/cm ²)	
	C	Cr	真空処理したもの	常圧処理のもの
I	0.12	14~18	15.4	0.6
II	0.20	23~27	10.0	0.2

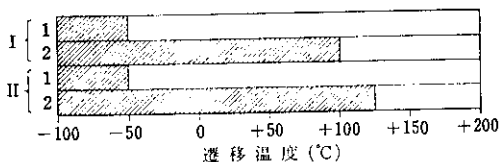


図 5 真空溶解した Cr ステンレス鋼遷移温度⁷⁾
1; 真空溶解 2; 大気溶解、ハッチ記入部分が脆性範囲 (表 4 参照)

Cr 系ステンレス鋼の低温における引張性質について Hoke ら⁸⁾ の試験結果を図 6 に示す。13% Cr 鋼はフェライト領域での急冷材であるが、いずれも低温になるにしたがい引張強さ、降伏強さ (0.2%耐力) は漸増する。伸びおよび断面収縮率で表わされる延性は、 -60°C 程度まではあまり減少しないが、これ以下の温度では急激に低下している。

Cr 系ステンレス鋼の溶接熱影響部は、13% Cr 鋼ではマルテンサイト変態して硬化し、17% Cr 鋼

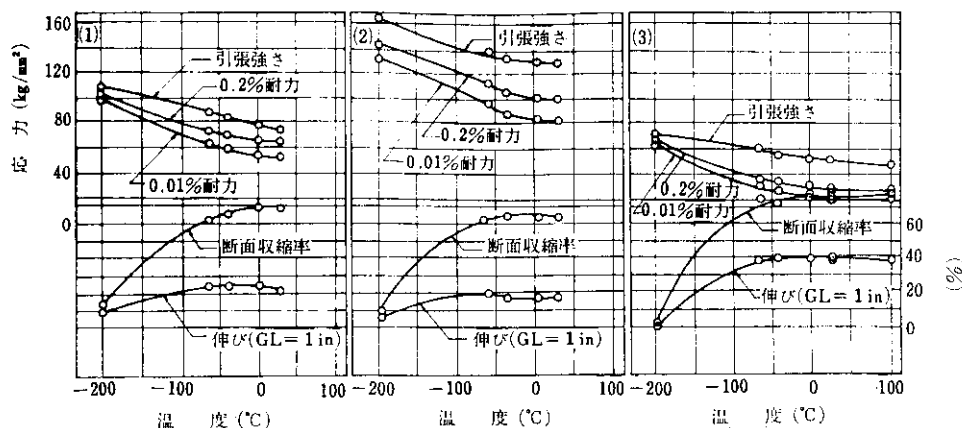


図 6 Cr 系ステンレス鋼の低温における引張性質^{a)}

(1) 410, 980°C× $\frac{1}{2}$ h 油冷→320°C×4h 空冷

(2) 410, 980°C× $\frac{1}{2}$ h 油冷→620°C×4h 空冷

(3) 430, 790°C×4h 水冷

ではフェライト粒の異常な粒成長と一部マルテンサイト変態が起こるので、このような個所の衝撃値はさらに一層低くなる。以上のような理由から、通常の Cr 系ステンレス鋼を低温材料として用いることは危険であり、実際にも使用例の報告はほとんどみあたらない。

4. Cr-Ni 系ステンレス鋼の低温特性

4.1 引張性質

Cr-Ni ステンレス鋼は、固溶化処理（一般には焼鈍処理と呼ばれている）状態の組織がオーステナイトであることからオーステナイト系ステンレス鋼とも呼ばれる。

まずこの焼鈍状態にあるオーステナイト系ステンレス鋼の引張試験における応力-歪曲線^{a)}の 1 例を図 7 に示す。室温での曲線は、降伏から最大荷重点までその勾配が連続的に低下しており、この成分組成の鋼では塑性変形に際して起こるオーステナイトからマルテンサイトへの変態が大きくないことを示している。これに対して -78°C で得られた曲線は、ある歪以上で勾配が急激に大きくなっており、このことは引張りによりオーステナイト相が通常の加工硬化を起こすだけでなく、その組織の一部にマルテンサイト相が変態生成し、

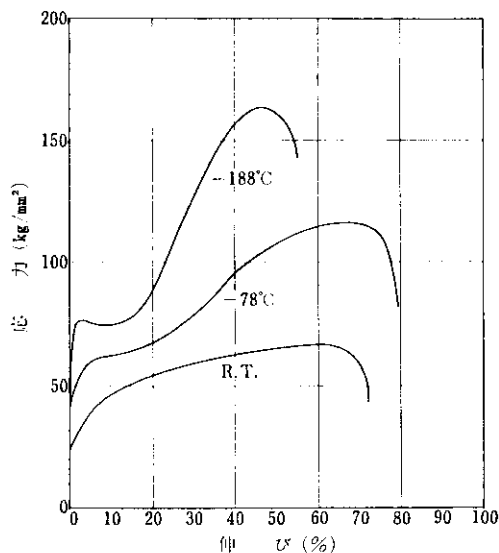


図 7 19% Cr-9% Ni ステンレス鋼の引張りによる応力-歪曲線 (0.10% C, 0.35% Si, 0.47% Mn, 9.38% Ni, 18.82% Cr)^{a)}

それによる硬化が重なることを示している。 -188°C での曲線はこの状況をより明瞭に示している。すなわち通常の加工硬化による最高荷重点が低歪領域で現われる。そのとき試片にくびれが生じ始めるが、同時にその部分に相変態が起こり強化されるためくびれは破断にいたらない。このようにしてマルテンサイトの生成が引張りの進行とともに

に試片全体に伝播し、このための加工硬化が続いて第2の最高荷重点をむかえると説明される。

つぎに焼鈍状態にある数種類のオーステナイト系ステンレス鋼について、引張性質の温度依存性を表5¹⁰⁾に示す。いずれの鋼種も温度が低下するにつれて、0.2%耐力と引張強さは増加し、伸びは減少する。C量が高い302鋼、TiあるいはNbを添加したいわゆる安定化鋼では、他の鋼にくら

べ低温での伸びが低くなっている。

表6は冷間圧延をうけた状態にあるオーステナイト系ステンレス鋼の室温および極低温における機械的性質¹¹⁾を示したものであるが、焼鈍状態の場合と同様に低温では引張強さが増している。他方、伸びは室温では小さいが低温になるといったん増加し、極低温ではまた低下している。この表には、応力集中係数が6.3の切欠引張試片と通常の引張試片での引張強さの比が示されている。一般にこの値も材料の靱性を表わす一つの指標となり、この値が1より大きいことは十分に靱性があることを、そして値が小さくなるほど脆性的であることを示す。表6の鋼はいずれも50~75%の冷間圧延を施されたものであるが、焼鈍状態のものにくらべて引張強さが室温では約2~3倍、-252°Cでは約1.5~2倍になっている。-252°Cになると一部の鋼の延性が低下しているが、このような苛酷な冷間加工をうけたものとしては極低温までかなり靱性が保たれており、この点が普通鋼と大きく異なるところである。

このような圧延材にくらべ、鋳鋼は強度および延性ともに劣っている。Mayerら¹²⁾は表7に示す組成の商用材あるいは100 lb高周波溶接材について、鋳造後に1050°C×4h保持水冷の処理を施したのち引張試験を行ない、表8の結果を得ている。これによると耐力、引張強さともにすべての試験温度で類似成分の圧延材の値にくらべ低く、また極低温での延性も劣っているが、その絶対値は普通鋼にくらべれば十分高い値といえる。

4.2 衝撃性質

表9¹⁰⁾は焼鈍状態にあるオーステナイト系ステンレス鋼のVノッチ・シャルピー衝撃値を示したものである。温度が低くなっても衝撃値の低下は少なく、前述したCr系ステンレス鋼と非常に異なっている。

オーステナイト系ステンレス鋼の性質がそのオーステナイト相の安定度によって左右されることは前述したが、その1例を図8⁶⁾に示す。図中に示したB鋼はA鋼にくらべてオーステナイト相の安定度が小さいため、焼鈍状態での低温衝撃値が低い(しかし絶対値は普通鋼系の材料にくらべて

表5 オーステナイト系ステンレス鋼の引張性質¹⁰⁾

鋼 種	温 度 (°C)	降伏強さ 0.2%耐力 (kg/mm ²)	引張強さ (kg/mm ²)	伸 び GL=50.8mm (%)
302	21	24	67	68
	-73	36	112	53
	-196	56	161	35
	-252	87	188	25
304	24	23	60	60
	-196	40	144	43
	-252	45	172	48
304L	24	20	60	60
	-196	25	40	42
	-252	23	45	41
310	21	24	56	60
	-73	28	70	55
	-196	49	105	54
	-252	67	126	56
316	21	24	59	70
	-73	34	84	65
	-196	53	129	58
	-252	59	147	55
312	21	27	63	60
	-73	35	98	49
	-196	48	147	43
	-252	64	167	35
347	21	27	64	62
	-73	32	98	53
	-196	35	136	42
	-252	46	161	40

表 6 冷間圧延したオーステナイト系ステンレス鋼の低温での引張性質¹¹⁾

鋼 種	試 験 温 度 (°C)	降 伏 強 さ 0.2%耐力(kg/mm ²)	引 張 強 さ (kg/mm ²)	伸 び (%)	R *
301 60% CR	25	140	158	11	1.07
	-73	166	178	15	0.98
	-196	178	227	20	0.92
	-252	216	236	3.5	0.90
302 60% CR	25	125	144	3.0	1.08
	-196	160	216	29	0.92
	-252	175	207	20	0.95
304L 50% CR	25	111	124	6.0	1.09
	-73	130	139	5.0	1.09
	-196	131	177	33	1.04
	-252	162	196	1.0	1.09
310 75% CR	25	110	127	2.0	1.07
	-73	134	143	3.0	1.08
	-196	157	177	10	1.11
	-252	184	204	5.0	1.12

* 切欠引張試験（応力集中係数 6.3）と通常の引張試験での引張強さの比

表 7 鋳造材の化学組成 (%)¹²⁾

ヒート記号	履歴*	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Ti	Nb
A	L	0.14	0.38	0.53	0.017	0.014	8.4	18.0	—	—	—
B	C	0.11	0.70	0.90	0.022	—	8.5	18.6	—	—	—
C	L	0.06	0.35	0.52	0.013	0.007	8.4	17.8	—	—	—
D	C	0.12	0.72	0.83	—	0.032	8.4	18.4	—	—	0.94
E	L	0.11	0.46	0.50	0.017	0.012	9.8	17.7	—	—	1.27
F	C	0.12	0.74	0.83	—	—	10.0	18.4	—	—	0.75
G	L	0.055	0.57	0.48	0.025	0.010	10.1	18.1	—	—	0.50
H	L	0.12	0.44	0.51	0.018	0.009	9.4	17.7	3.29	—	—
I	L	0.10	0.54	0.49	0.015	0.010	11.4	16.9	2.55	0.55	—

* L: 実験溶解材, C: 商用材

十分高い)。また 15% の冷間圧延によりいずれの鋼種もシャルピー衝撃値の温度依存性がほとんどなくなり、焼鈍状態にくらべて低くなっているが -196°C での差は小さい。

図 9 および図 10 は SUS-27HP 製冷間プレス成

型鏡板の各部分から採用した試料についてのシャルピー衝撃試験結果⁶⁾である。鏡板は 12mm 厚、2400mm 径、半楕円 ($a/b=2$) の大きさで、底部およびナックル部ではその半径方向試片の値が円周方向試片の値にくらべて低いことがわかる。一

表 8 オーステナイト系ステンレス鋼の casting 状態での引張性質⁽¹²⁾

鋼 種	温 度 (°C)	0.1%耐力 (kg/mm ²)	0.2%耐力 (kg/mm ²)	0.5%耐力 (kg/mm ²)	引張強さ (kg/mm ²)	伸 び (%)	断面収縮率 (%)
18Cr-8Ni	20	22.2	23.3	24.6	51.8	52	—
		21.7	22.3	24.2	51.8	62	—
	-78	22.3	24.5	26.0	74.4	18	—
		21.4	23.6	25.7	69.8	17	—
	-196	26.0	28.5	31.3	62.0	11	12
		25.7	27.9	30.7	68.8	—	—
18Cr-10Ni- 1 Nb	20	21.4	22.6	24.2	51.5	34	—
		21.7	23.3	25.1	50.8	—	—
	-78	16.1	18.3	23.3	79.4	18	—
		12.4	15.5	20.5	83.1	20	—
	-196	15.7	20.6	27.9	98.6	11	7
		14.7	19.7	27.3	93.6	12	11
18Cr-10Ni- 0.5Nb	20	19.7	20.9	22.2	47.1	57	—
		19.7	20.9	22.2	48.1	52	—
	-78	18.9	20.8	24.0	95.1	38	29
		17.7	19.8	22.5	79.1	—	—
	-196	16.1	21.4	30.8	116.6	23	19
		15.8	20.8	29.8	120.3	23	18
18Cr-10Ni- 3 Mo	20	24.3	25.3	27.6	52.9	49	—
		25.4	26.7	29.1	51.8	35	—
	-78	34.4	36.0	38.4	58.3	20	—
		34.4	36.3	38.3	79.1	33	—
	-196	47.7	51.8	55.8	88.4	18	17
		45.6	48.7	51.8	88.7	30	15
18Cr-10Ni- 3 Mo-0.5Ti	20	23.6	24.8	26.7	45.3	30	—
		21.7	23.6	25.7	50.2	42	—
	-78	27.9	30.4	35.0	45.9	11	23
		22.9	26.4	30.7	65.7	34	32
	-196	27.9	30.7	34.1	63.6	15	—
		29.5	33.2	37.8	94.6	23	—

方フランジ部では半径、円周方向とも各温度で原板の値よりかなり著しく低下しており、絞り加工による加工硬化の影響がうかがえる。つぎに加工量が大きかったフランジ部試片を熱処理した場合(図10)、900°Cではとくに円周方向の衝撃値がほ

とんど回復せず、950°Cでは成形のままの底部およびナックル部が示す値とほとんど同じぐらいになるが、1000°C処理で原板(固溶化処理状態)の値と同一になるまで回復する。しかしながら、成型のままでも極低温にいたるまで衝撃値は十分

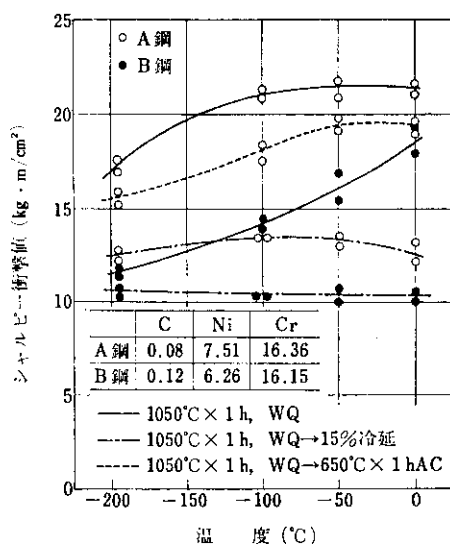
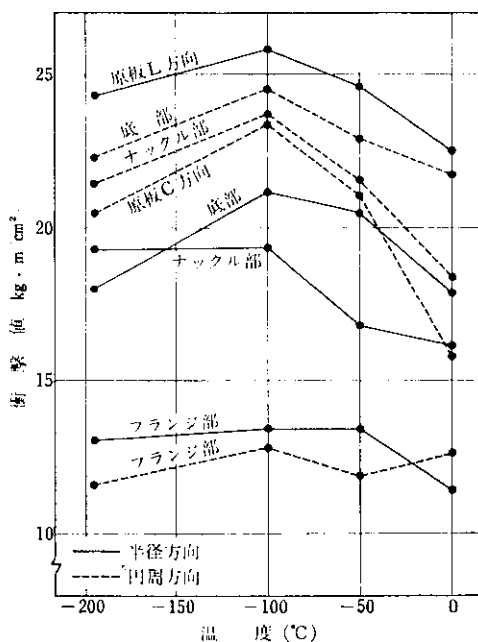
表 9 オーステナイト系ステンレス鋼の衝撃値¹⁰⁾

鋼 種	温度 (°C)	衝撃値 V ノッチ (kg-m)
302	21	15.2~16.5
	- 73	15.6
	- 196	13.8~16.5
	- 252	—
304	24	—
	- 196	—
	- 252	11.7~12.6
304L	24	—
	- 196	9.2
	- 252	9.1
310	21	12.3~13.8
	- 73	12.3
	- 196	11.7
	- 252	—
316	21	15.2
	- 73	15.2
	- 196	15.2
	- 252	—
321	21	15.2~17.2
	- 73	16.5~23.4
	- 196	15.2
	- 252	—
347	21	11.7~15.2
	- 73	9.7~17.2
	- 196	11.7~14.5
	- 252	8.3

高くまた破面も延性破断なので、低温靱性に関する限りはこのような熱処理の必要性はないといえる。

さて一般に鋼材は成型と溶接により目的の部品や装置に組立られるので、溶接状態での低温特性も重要である。

図11は、D-308とD-310の溶接棒を用いて、SUS-27 鋼を被覆アーク溶接法で突合わせ溶接し

図 8 SUS-39 (AISI-301) の低温での衝撃値 (5 mm U ノッチ)⁶⁾図 9 SUS-27 の鏡板成形のままの衝撃値⁶⁾ (5 mm U ノッチ 3 試片の平均値)

たときの、溶着鋼に関するシャルピー 衝撃 試験 (溶接線に平行試片, 5 mm U 断面ノッチ) の結果⁶⁾である。溶接のままの状態でおーステナイト相のみからなる組織の310溶着鋼は、同じく約15%のδ-フェライト相を含んでいる308溶着鋼にく

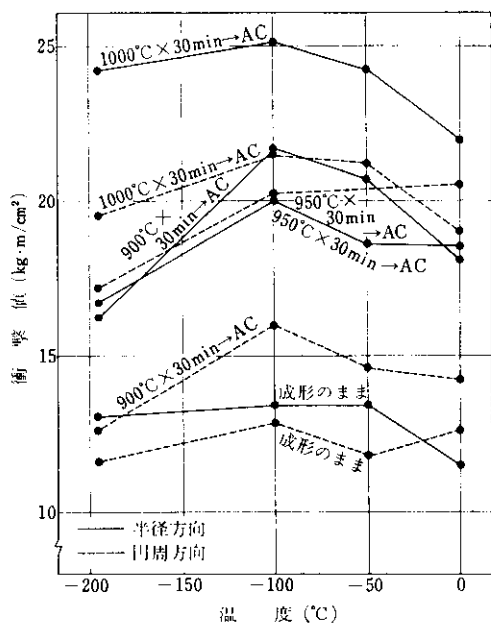


図 10 SUS-27 鏡板フランジ部の熱処理による衝撃値の変化 (5mm Uノッチ, 3 試片の平均値)⁶⁾

らべ、各温度で衝撃値は高くなっている。308 溶着鋼では、写真 1 に示すように、樹枝状に析出している δ -フェライト相の中もしくはフェライト相とオーステナイト相との境界に沿って破断が進行している。両溶着鋼とも、1000°C × ½h の後熱処

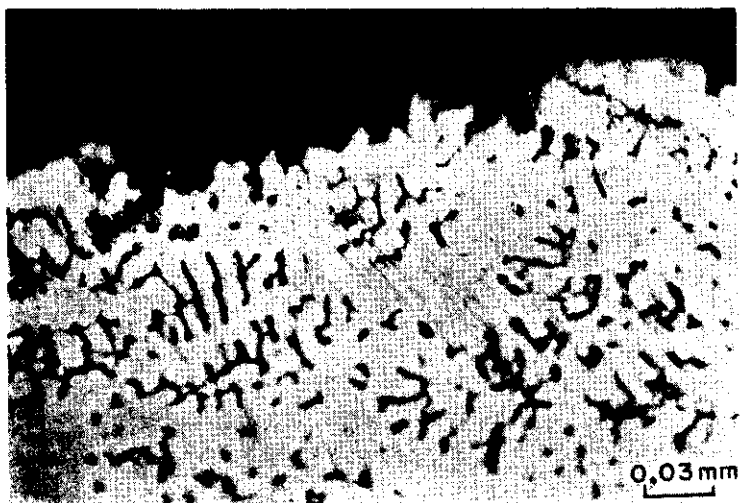


写真 1 D-308 溶着鋼のシルビー試片の破面

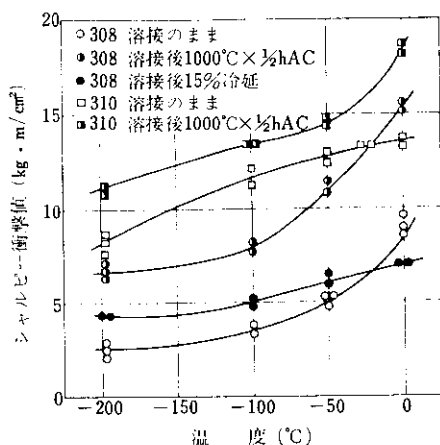


図 11 D-308 および D-310 溶着鋼の低温における衝撃値⁶⁾

理により衝撃値は高くなり、とくに溶接のままの状態では値の低い 308 鋼に顕著な向上がみられる。

溶着鋼の低温における衝撃値は溶接方法によっても大幅に変化し、MIG 溶接、被覆アーク溶接、サブマージド溶接の順に衝撃値は低くなり、MIG 溶接による溶着鋼がもっともすぐれているといわれている。¹³⁾

溶接すれば、その熱影響により母材の結晶粒が粗大化した部分と、Cr 炭化物が粒界に析出した部分とが生ずる。オーステナイト系ステンレス鋼の熱影響部での粒粗大化は、写真 2 からわかるようにあまり顕著ではなく、したがって衝撃値への影響もそれほど大きくないと考えられるが、炭化物が析出した部分では鋼種により衝撃値の低下が起こる。図 12 は 302 鋼と 304 鋼の低温での衝撃値におよぼす炭化物析出 (鋭敏化) 処理の影響を示したもの¹⁴⁾であり、C 含有量が高い 302 鋼ではこの処理により極低温での値の低下が目立っている。一方、図 8 および図 12 に示すように、通常の C 量 (<0.08%) のものは、1 hr 程度の鋭敏化処理をうけて



写真 2 SUS-27 の溶接部の組織

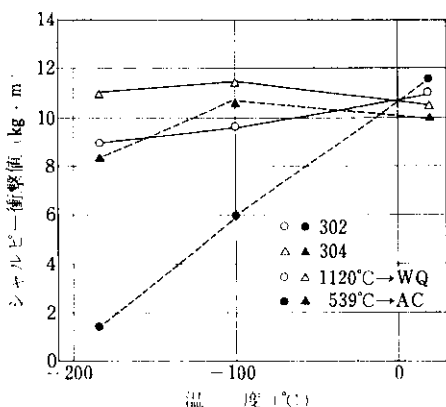


図 12 302 (0.14% C, 0.29% Si, 1.08% Mn, 18.43% Cr, 8.90% Ni) および 304 (0.07% C, 0.77% Si, 0.70% Mn, 18.69% Cr, 9.30% Ni) の衝撃値におよぼす鋭化処理の影響¹¹⁾

もシャルピー衝撃値はわずかしき低下しない。低温用装置が鋭化温度(約 550~800°C)にさらされるのは、溶接施工時と歪取焼鈍時(ただしステンレス鋼の場合は低温焼鈍しても歪取の効果は少ない)が考えられるが、低 C 材料であるかぎり実用上では衝撃値の低下はほとんど問題なく、むしろ溶着鋼の性質の方が重要である。

つぎに鋳鋼の衝撃値を図 13¹²⁾ に示す。図中の鋼の組成および履歴は表 7 のものとほとんど同じで

ある。鋳鋼の靱性は、その引張性質と同じく類似成分の圧延材にくらべてすべての温度で劣っており、とくに極低温近傍での衝撃値は非常に低くなっている。Mayer ら¹²⁾ は、 δ -フェライト相が少ない高 C 鋼では熱処理温度(1050°C)での固溶限以上の C が結晶粒界に網目をして析出するため粒界の破断強度が低下し、一方 δ -フェライト相の混在する低 C 鋼にあってはその δ -フェライト相が、また Nb 添加安定化鋼では共析炭化物がそれぞれオーステナイト地の不安定さと重なって低温での衝撃値を著しく低くさせると述べている。

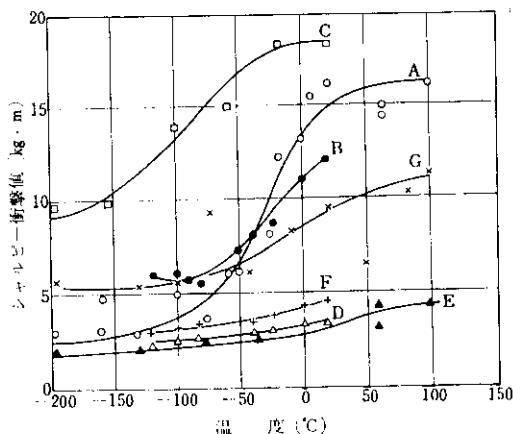
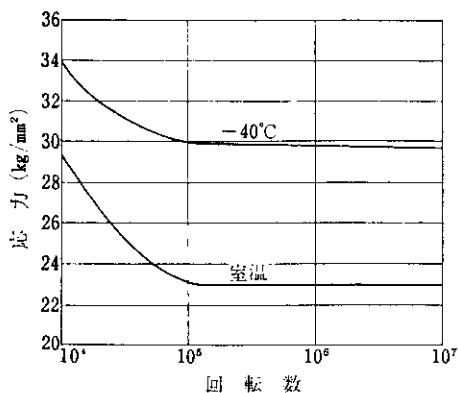
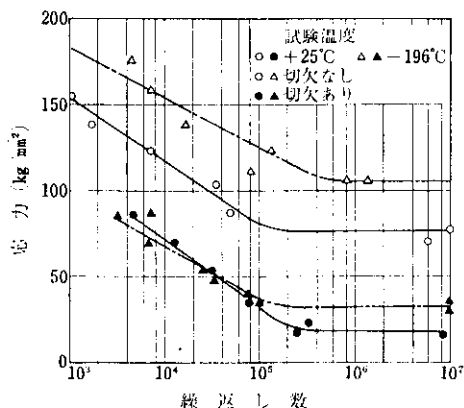


図 13 オーステナイト・ステンレス鋼の鋳造状態での衝撃値 (2 mm V ノッチ)¹²⁾ (A~F は表 7 を参照のこと)

4.3 疲労強度

図 14 は SUS-27 の常温と -40°C とにおける S-N 曲線¹³⁾であり、疲労強度は引張強さと同様に低温の方が高い。Spretnak ら¹⁶⁾は、引張強さが 2.3×10^6 psi になるように冷間加工した 18-8 ステンレス鋼 (C 0.054%, Si 0.42%, Mn 0.49%, Cr 18.50%, Ni 8.82%, P 0.019%, S 0.015%) の疲労強度におよぼす切欠の影響を調べている。このときの S-N 曲線は図 15 のようで、切欠のな

図 14 SUS-27 の S-N 曲線¹³⁾図 15 冷間加工した 18-8 ステンレス鋼の疲労強度におよぼす切欠の影響 (切欠部の径 0.3 in, 試験速度 2000 rpm)¹⁰⁾

い場合 -196°C での疲労強度は常温での値にくらべて約 35% 高くなっている。これに対し切欠があると、常温および極低温ともに疲労強度は著しく低下しているがそれでも低温での値の方が約 40% 大きい。Christian ら¹¹⁾ は、301, 304L および 310 などの薄鋼板の溶接継手の高応力・低サイクルでの引張疲労特性を報告している。実験した継手は、突合わせ溶接した個所に同一材料を片側からあて金し、溶着部の両側を 4 列ずつの抵抗点溶接でとめた補強を有するものである。この継手を試片の長さ方向の中央にもつ引張試片として、これに引張荷重の負荷と解放を 6 サイクル/min で繰返し、継手部が破断にいたった繰返し数を調べている。その結果を表 10¹¹⁾ に示す。これによる

表 10 複合溶接継手の疲労強度¹¹⁾

鋼 種	試験温度 ($^{\circ}\text{C}$)	静引張強さ (kg/mm^2)	応力範囲 (kg/mm^2)	破断までの 繰返し回数
301 60% CR	25	156	0 ~ 105	862
			0 ~ 119	544
			0 ~ 133	420
	-196	182	0 ~ 133	1,029
			0 ~ 150	406
			0 ~ 168	74
	-252	147	0 ~ 110	73
			0 ~ 125	53
			0 ~ 136	4
304L 50% CR	25	128	0 ~ 94	481
	-196	165	0 ~ 116	1,349
	-252	176	0 ~ 138	512
310 75% CR	25	131	0 ~ 82	1,251
			0 ~ 93	574
			0 ~ 104	398
	-196	182	0 ~ 119	1,745
			0 ~ 137	690
			0 ~ 152	302
	-252	201	0 ~ 140	794
			0 ~ 158	325
			0 ~ 177	133

と、60% 圧延した 301 鋼の継手では、静引張強さは極低温で低下し、また破断にいたるまでの繰返し数も小さくなっているが、304L と 310 鋼の継手では疲労強度の低下はみられない。

4.5 低温での物理的性質

304 鋼の物理的性質を 9% Ni 鋼などと比較して表 11¹⁰⁾ に示す。これによると、304 鋼の -184°C から $+21^{\circ}\text{C}$ の間での平均熱膨張係数は 9% Ni 鋼より約 20% 大きく、また -196°C で比較した熱伝導度は 9% Ni 鋼より約 40% 小さい。したがって 304 鋼は 9% Ni 鋼にくらべて極低温においても膨脹・収縮が大きくそして熱伝導が悪い材料ということになる。なお 304 鋼と同じく面心立方構造のアルミニウム合金 (Al-Mg) の熱膨脹係数およ

表 11 18-8 ステンレス鋼と Ni 鋼の低温における物理的性質¹⁰⁾

	18-8 ステンレス		3.5% Ni 鋼		9% Ni 鋼	
熱膨張係数 (cm/cm°C)	-73~21°C	14.6×10 ⁻⁶	-18~89°C	11.2×10 ⁻⁶	RT	10.4×10 ⁻⁶
(温度間の平均値)	-129~21°C	13.9×10 ⁻⁶			-184~0°C	9.5 10 ⁻⁶
	-184~21°C	13.3×10 ⁻⁶			-184°C	7.2 10 ⁻⁶
熱伝導度 (kcal/m, hr, °C)	21°C	14.6	20°C	31.4	20°C	23.4
	-104°C	11.1	-101°C	26.4	-101°C	21.0
	-196°C	6.9			-196°C	11.3
比 熱 (cal/g, °C)	27°C	0.120	-101~27°C	0.0878	195~27°C	0.0878
	-101°C	0.088				
	-196°C	0.037				

び熱伝導度は、ASTMによると、前者は-100~-17°Cの平均で $19.9 \times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ 、後者は-100°Cで $13.6 \text{ kcal/h} \cdot \text{m} \cdot ^{\circ}\text{C}$ となっており、同じ温度での304鋼の値よりいずれも大きい。

質は-196°Cでは頼りにならず、204鋼では多分満足しうるものであろうといっている。A-286鋼は、0.05% C, 1.35% Mn, 0.95% Si, 15% Cr, 26% Ni, 1.25% Mo, 2.0% Ti, 0.20% Al, 0.30

5. 特殊ステンレス鋼の低温特性

前述したCr系およびCr-Ni系以外の、たとえばCr-Mn-Ni系(AISI記号の200シリーズ)や析出硬化型ステンレス鋼の低温性質に関する報告は非常に少ない。一例として202鋼とA-286鋼の性質を表12¹¹⁾と表13¹⁷⁾に示す。202鋼の値を表5の301鋼などと比較すると、-196°C以下での靱性が劣っており、Zenner¹⁸⁾も201鋼、202鋼の性

表 13 冷間圧延したA-286鋼*の機械的性質¹⁷⁾

	試験温度 °C	引張強さ (kg/mm ²)	せん断強さ (kg/mm ²)	衝撃引張 (kg/m)
A-283	21	151	82	4.8
冷間圧延材	-196	189	—	5.6
	-252	205	111	5.0

* 0.05C, 0.95Si, 1.35Mn, 26Ni, 15Cr, 2.0Ti
0.20Al, 0.30V, 残余 Fe.

表 12 202鋼とA-286鋼の引張性質¹¹⁾

鋼 種 *	試験温度 (°C)	0.2%耐力 (kg/mm ²)	引張強さ (kg/mm ²)	伸 び (%)	R**
202	25	123	148	6.0	1.07
55% CR	-196	193	223	4.0	0.72
	-252	—	—	—	<0.49
A-286	25	68	106	15	0.98
718°C aged	-196	86	143	23	0.88
	-252	98	157	18	0.87

* 202鋼：標準組成，0.1%C，9%Mn，1%Si，18%Cr，5%Ni，0.1%N，A-286鋼：表13参照

** 切欠引張試験（応力集中係数 6.3）と通常の引張試験での引張強さの比

%Vの組成を有するオーステナイト系析出硬化型ステンレス鋼で、極低温度でのボルト材に用いられることが多い。この材料は極低温において非常に高い引張強さを有し、しかも靱性に富むのでボルト材として有用とされている。

6. ステンレス鋼の低温での使用例

多くの低温設備では、パイプや支持物からの熱漏洩が重大な問題となることが多く、強度/熱伝導の比が種々の低温材料の相対的な適性をみるときの指標になるといわれている。¹⁸⁾ この観点からは、靱性に富み、溶接性がよく、しかも熱伝導率の小さいオーステナイト系ステンレス鋼が極低温用途に非常に有用であるといえよう。しかし表14¹⁾に示すように、設備費に占める素材費が高いことから、大型構造物としてはその用途がかなり限定されている。その例としては、液体酸素の貯蔵および輸送用タンクの内殻(溶接構造)、天然ガス、窒素、水素およびヘリウムの低温貯槽の内殻(真空断熱保冷)、大型空気分離装置の蓄冷器外管、ロケット推進燃料タンク、LNGプラント用配管、エチレン製造装置でのメタンと水素の分離系をはじめとする-100°C以下で使用される部分などがある。

7. 結 言

ステンレス鋼の低温における機械的性質について紹介した。13% Cr 鋼、18% Cr 鋼で代表される Cr 系ステンレス鋼では、引張試験の伸びと断面収縮率からみた延性は零下温度まで維持される

が、衝撃試験の吸収エネルギーで表わされる靱性は13% Cr 鋼では室温付近、18% Cr 鋼では100°C付近以下で急激に低下する。18-8ステンレス鋼で代表されるオーステナイト系ステンレス鋼は一般に低温脆性を示さないが、同一成分の鋼でもそれが鍛造状態か、圧延材か、そしてさらに焼鈍状態かあるいは冷間加工状態かなどにより低温での性質がかなり異なる。

成分バランスの不良なオーステナイト系ステンレス鋼は、通常の加工による硬化以外に、低温度ではオーステナイトからマルテンサイトへの相変態が起こるためそれにとともなる強化が加わり、引張強さは非常に増加し伸びは減少する。また高C鋼および安定化鋼は低温での延性の低下が大きい。冷間加工材の引張強さは低温においても焼鈍材より大きく、しかも低温になるほど増加する。伸びは室温では小さいが低温のある温度では数10%の最大値を示す。焼鈍材の衝撃値は低温になっても一般にあまり低下しないが、オーステナイトが不安定な組成のものではわずかに低下する。高C鋼は鋭敏化処理により低温での衝撃値が低くなるが、低C鋼の場合は短時間の処理では低くならない。

冷間加工をうけると低温での衝撃値は低下するが、その絶対値は軟鋼に比べて十分高く、極低温度でも靱性は保たれている。

δ -フェライト相の混在する鋳鋼および溶着鋼では、類似成分の圧延材にくらべ、引張性質、衝撃値ともにすべての温度で劣っている。

オーステナイト系ステンレス鋼の疲労強度は低温では高くなる。

以上のごとく、オーステナイト系ステンレス鋼

表 14 配管および貯蔵タンクの製造コスト¹⁾

	軟 鋼	9% Ni 鋼	18-8 ステンレス鋼	Al 合 金
管の素材費	1.0	4.2	8.1	6.6
強 度	1.0	2.2	1.9	1.2
配管工事コスト	1.0	2.5	1.5	3.0
配管加工コスト	1.0	2.1	1.6	2.6
貯蔵タンク 製造コスト	1.0	1.3	1.8	1.8

にあつては、 δ -フェライト相の混在、オーステナイト相の不安定化(主として成分に依存する)、加工や冷却によるマルテンサイト相の出現、あるいは粒界への炭化物析出などにより低温での靱性が低下する。しかし一般にその絶対値は普通鋼に比べて十分高い。

参 考 文 献

- 1) 西野, 賀川: ケミカルエンジニアリング, 14 (1969) 6, 15
- 2) 電気製鋼研究会編: 特殊鋼便覧, (1965), 6 [理工学社]
- 3) K. Bungardt, E. Kunze & E. Horn: Arch. Eisenhüttenw., 29 (1958), 193
- 4) A. B. Kinzel & R. Frankes: The Alloy of Iron and Chromium, Vol. II, (1940), [Mc Graw Hill New York]
- 5) R. A. Lincoln: Dissertation, Carnegie Institute of Technology, (1935)
- 6) 木下: 未発表
- 7) J. H. Moore: J. Metals: 6 (1954), 1368
- 8) J. H. Hoke, P. G. Mabius & G. N. Goller: Met. Progr., 55 (1949) 5, 643
- 9) D. L. Mcadam, Jr., G. W. Geil, & F. J. Cromwell: Trans. Amer. Soc. Metals, 41 (1949), 609
- 10) C. M. Parker & J. W. Sullivan: Ind. Eng. Chem. 55 (1965) 5, 18
- 11) J. L. Christian, J. E. Chaley, A. Hurlich, J. F. Watson & W. E. Witzell: Met. Progr., 83 (1963) 3, 101
- 12) G. Mayer & K. Balajiva: Metallurgia, 109 (1959) 355, 221
- 13) 森田, 竹林: 配管と装置, (1970) 6, 45
- 14) E. H. Schmidt: Met. Progr., 54 (1948) 5, 698
- 15) 森田: ステンレス鋼便覧, (1960), 309 [日刊工業新聞社]
- 16) J. W. Spretnak, M. G. Fontana, & H. E. Brookes: Trans. Amer. Soc. Metals, 43 (1951), 547
- 17) E. F. Gowen, Jr. & J. F. Glackin: Met. Progr., 90 (1966) 1, 76
- 18) G. H. Zenner: Met. Progr., 81 (1961) 4, 110