

18 Ni 180 および 18 Ni 200 マルエージング鋼 の塩化物環境における腐食*

N. Kenyon**, W.W. Kirk*** & D. Van Rooyen**

概 要

18 Ni 180 および 18 Ni 200 マルエージング鋼は、海水中で応力腐食割れに対し高い抵抗性を示した。Uベンド試験片を3年以上暴露しても割れを生じなかった。18 Ni 180 の溶接部も良好な抵抗性を示したが、18 Ni 200 の溶接部は応力腐食割れを生じた。Uベンド試験片に対しカソード防食は有効であったが、非常に卑な電位では水素脆性割れに対する感受性を生じた。海水および3.5% NaCl 中で破壊靱性を求めた結果は、18 Ni 180 および 18 Ni 200 に対し K_{Isc} 値はそれぞれ 130 および 94 ksi (in)^{1/2} であった。または溶接部に対する値は 122 および 70 ksi (in)^{1/2} であった。破壊靱性は片持棒を亜鉛と接触させたとき、あるいは溶接部の場合は -0.85 V (SCE) に保ったとき低下した。マルエージング鋼の海中および海洋大気中における全面腐食度は HY-80, 4340 などの低合金鋼の約半分であった。

多くの環境における高張力鋼の応力腐食割れ抵抗性は、強度が増すにつれて低下するというデータが増えつつある。耐力約 180~210 ksi が、これ以上になると割れ感受性が生じる限界値であるといわれている¹⁻³⁾。孔食を生じる傾向を示した 12Ni-5Cr-3Mo 鋼は例外であるが、現在までに公表されたマルエージング鋼の応力腐食割れ挙動は主として高い強度の鋼についてであった^{4,5)}。これらの鋼は同じ強度レベルの他の鋼に比べ割れに至る時間は長いとはいうものの、応力腐食割れ感受性を持っていることが示された^{6,6)}。データの数は限られているが、降伏強さがもっと低ければ 18 Ni マルエージング鋼は割れに対し実質的により大きな抵抗性を持つであろうことを示している。

この報告は公称耐力が 180~200 ksi の 18 Ni マルエー

ジング鋼の応力腐食割れ挙動を述べたものである。Uベンドおよび予備割れを与えた片持棒試験片を用いて、母材および溶接部のカソード防食を施した場合および施さない場合の実験を行なった結果を報告するものである。7年間、海洋大気および海水中で求めた全面腐食度についても報告する。

1 実験方法

1.1 供試材

母材

この研究で用いた 18 Ni 180 および 18 Ni 200 マルエージング鋼の化学組成および機械的性質を、それぞれ表 1 および表 2 に示した。18 Ni 180 は真空誘導加熱溶解、18 Ni 200 は消耗電極真空溶解 (CEVM) した現場材である。これらは 1in および 2in の厚板の形で入手し、あるものについては実験室で 1,039°C (1,900°F) で圧延して 1/2in とした。

溶接材

溶接材を作るために用いた溶加棒は母材と同じ溶解材で、化学組成は母材と同じである。共金を用いることは、溶接部の強度および靱性が良好であるという理由から推奨されている。また共金を用いれば、溶接部と母材間の電位差による腐食を避けることができる。

イナートガスアーク溶接 (TIG) を 1/2 および 1in 厚板に、イナートガスマタルアーク溶接 (MIG) を 1/2in の鋼板に用いた。溶接条件の詳細を表 3 に示した。母材は溶接前に完全に熱処理し、溶接試験片は試験前に時効硬化させた。溶接部の機械的性質は表 2 に含まれている。

1.2 応力腐食割れ試験片の調製

Uベンド試験片

結果に付記したわずかな例外を除けば、Uベンド試験片は最終圧延の圧延方向と直角、圧延面に平行に切り出した。焼鈍および 1/8in 厚さに加工ののち試験片を 135° に曲げ、時効硬化および長手方向に沿ったエミリ研磨 (中程度のあらさ) を行ない、次いで 180° に曲げた。溶接材は溶接部が曲げの中央になるように、溶接線と直角に切り出し、母材と同様の手順で曲げた。

* 訳者：松島 巖 (日本鋼管株式会社技術研究所)

** International Nickel Co., Inc., Paul D. Mencia Research Laboratory.

*** 同 Francis L. LaQue Corrosion Laboratory.
(原文) Corrosion of 18 Ni 180 and 18 Ni 200 Maraging Steels in Chloride Environments. *Corrosion*, Vol. 27, No. 9, 390~400 (1971).

表1 マルエージング鋼の化学組成

鋼種	溶解法	Ni	Co	Mo	Al	Ti	C	Si	Mn	S	P	Fe
18Ni 180	真空溶解	18.2	7.7	2.9	<.02	.18	.009	.03	.03	.003	.005	Bal
18Ni 200	CEVM	17.9	8.3	3.4	.14	.18	.012	.07	.05	.004	.005	Bal

表2 母材と溶接継手の機械的性質

試験片	0.2% 耐力 (ksi)	引張強さ (ksi)	伸び (%)	絞り (%)	衝撃値 (ft-lb) ⁽¹⁾
18Ni 180 母材 ⁽²⁾	177	185	15	68	90
18Ni 200 母材 ⁽²⁾	219	222	12	66	42
18Ni 180 TIG 溶接 ⁽³⁾	174	176	12	56	58
18Ni 200 TIG 溶接 ⁽³⁾	198	208	13	62	35

- (1) 母材は厚さ方向に切欠き。溶接材は溶着金属中央厚さ方向に切欠き。
- (2) 試験片は最終圧延方向と直角を長手とする。
- (3) 試験片は溶接線と直角を長手とする。すべての試験片は溶接部で破断。

表3 溶接条件

	溶接法	電流 (A)	電圧 (V)	溶接速度 (in/min)	溶加材供給速度 (in/min)	シールドガス (アルゴン) (cfh)
	MIG	300	30	12	200	50 + 40 (トレイルシールド)
	TIG	240	8	4	20	35
	TIG	230	10	4	20	40

K_{Isec} 測定用予備割れ片持棒試験片

片持棒は母材鋼板から最終圧延方向と直角に切り出し、板厚方向に切欠きをつけた。溶接材は溶接線と直角に切り出し、溶接部中央に板厚方向に切欠きをつけた。すべての片持棒は1×2inの断面とした。切欠きをつけた棒はこの時点で時効させ、次に50,000サイクル以上の疲れにより最終的に約0.050inの深さの予備割れを与えた (ASTM E399-70T)。

暴露条件

Uバンド、予備割れ棒とも3.5% NaClはPaul D. Merica Research Laboratory、自然海水にはFrancis L. LaQue Corrosion Laboratoryで暴露した。海水環境中、Uバンド材は流速2ft/sec、棒材は2分ごとに海水が更新される容器中に浸漬した。いくつかの試験片は

亜鉛に接触させ (-1.03V SCE)、あるいは外部電流によりさらに卑な電位に保った。片持棒の1セットは海水中で外部電源により-0.85V SCEに保った。

マルエージング鋼、AISI 4340、HY-80をKure Beach, N.C.の海洋大気および流速2ft/secの自然海水中で暴露して重量減少を求めた。AISI 4340および18Ni マレージング鋼の試験板については、さらにNewark, N. J.の工業大気中に4年以上暴露した。

試験片の熱処理

母材は816°C (1,500°F)で1時間加熱後空冷し、次いで482°C (900°F)で3時間時効処理したのち空冷した。溶接に供する材料も同様に処理し、溶接後482°C (900°F)で3時間、時効処理した。

18Ni 200の溶接Uバンド材の1シリーズは、応力腐

食割れ挙動に対する溶接部マイクロ組織の差異の影響を見るため、種々の熱処理を施した。その条件は次の通りである。

- 1) TIG 溶接+482°C (900°F) 3時間
- 2) TIG 溶接+816°C (1,500°F) 1時間+482°C (900°F) 3時間
- 3) TIG 溶接+1,204°C (2,200°F) 1時間+482°C (900°F) 3時間
- 4) TIG 溶接+1,149°C (2,100°F) 4時間+593°C (1,100°F) 4時間+816°C (1,500°F) 1時間+482°C (900°F) 3時間
- 5) TIG 溶接+482°C (900°F) 3時間+ショットピーニング
- 6) MIG 溶接+482°C (900°F) 3時間

熱処理(1)は、実際使用時にマルエージング鋼の溶接部に通常施される溶接後時効処理のみを含んでいる。標準的な溶接後の焼鈍は、熱処理(2)に含まれている。

熱処理(3)に用いられる1,204°C (2,200°F) 1時間の処理は溶接部のマイクロ組織を均一化させ、異なった組織間での局部電池形成を避けるためのものである。

熱処理(4)は採用した主な理由は、これによってマルエージング鋼鑄造材の応力腐食割れ抵抗性を向上させるのに成功したという実績による⁷⁾。

ショットピーニングはいうまでもなく、耐応力腐食割れ性を改善させる方法として認められた方法である。(5)の条件を入れたのは、この方法がマルエージング鋼溶接部の保護に適用できることを立証するためである。ピーニングはU型に曲げたのち、試片の外側に施した。

Almen 強度 0.01~0.012A を用いた。

条件(6)はTIGによる細かい組織とMIGによる比較的粗な組織の挙動を比較するためのものである。

いくつかの熱処理を組合せた場合、最終時効処理以外はすべて加工前の材料に施した。

2 結 果

2.1 母材および溶接材Uバンド試験片の応力腐食割れ挙動

18Ni 180 および 18Ni 200 の母材は現在までの約3年間海水中で割れを生じていない。実験室における3.5% NaCl 浸漬では、2年後に18Ni 200 が割れた1件がある。詳細を表4に示した。

18Ni 180 溶接材も良い抵抗性を示し、現在までの2年弱の期間海水浸漬によって割れていない。しかし18Ni 200 溶接材は自然海水、3.5% NaCl ともすべて割れた。割れに至る期間は約2ヵ月から18ヵ月に分布した(表5)。

2.2 Uバンド試験片の応力腐食割れ抵抗性に対するカソード防食の影響

カソード防食の効果を表6にまとめて示した。18Ni 180 をUバンドして亜鉛に接触させても、3年以上の期間海水中で割れを生じなかった。しかしさらに卑な電位(-1.25V SCE) では3試験片中の二つが割れ、これらの条件下でいくらかの水素脆化感受性を持つことを示している。

18Ni 200 は水素脆化感受性がさらに大きく、亜鉛接触させた場合2年間で1試験片が割れ、-1.25V SCE では比較的短期間に3試験片の全部が割れた。18Ni 200

表4 Uバンド母材の応力腐食割れデータ
(1,500°F, 1時間+990°F, 3時間)

試 験 片	0.2% 耐力 (ksi)	環 境	割れ発生数/試験片数	結 果 (日) ⁽¹⁾
18Ni 180 真空溶解	177	海 水	0/3	OK ³⁷² , OK ⁹³⁵ , OK ⁹⁸²
18Ni 200 CEVM	219	海 水	0/3	OK ¹⁶⁰ , OK ⁵⁹⁷ , OK ¹⁰⁹⁶
18Ni 200 CEVM	219	3-1/2% NaCl	1/3	OK ¹⁶⁰ , C ⁶⁴⁵ , OK ⁷⁴⁰

(1) OK=割れ発生せず, C=割れ発生, 添付した数字は経過日数

表5 Uバンド溶接材の応力腐食割れデータ
(930°F, 3時間)

試 験 片	0.2% 耐力 (ksi)	環 境	割れ発生数 / 試験片数	結 果 (日) ⁽¹⁾
18Ni 180 共金 TIG	174	海 水	0/5	OK ²¹⁷ , OK ³⁶⁵ , OK ³⁶⁵ , OK ³⁶⁵ , OK ³⁶⁵
18Ni 200 共金 TIG	198	海 水	4/4	C ¹³⁹ , C ³⁸¹ , C ⁴¹⁷ , C ⁵³⁸
18Ni 200 共金 TIG	198	3-1/2% NaCl	5/5	C ⁵¹ , C ¹⁰⁰ , C ¹⁰² , C ¹⁴¹ , C ²³⁰
18Ni 200 共金 TIG	205	3-1/2% NaCl	6/6	C ¹⁰⁰ , C ¹⁰² , C ¹⁰² , C ¹⁰² , C ¹⁴¹ , C ¹⁴¹

(1) OK=割れ発生せず, C=割れ発生, 添付した数字は経過日数

表6 Uベンド材の海水中におけるカソード防食
(1,500°F, 1時間+900°F, 3時間) (溶接材: 900°F, 3時間時効処理)

試験片	0.2% 耐力 (ksi)	V (SCE)	割れ発生数 / 試験片数	結果 (日) ⁽¹⁾
18 Ni 180 真空溶解 側曲げ ⁽²⁾	177	自然電位	0/3	OK ³⁷² , OK ³⁸⁵ , OK ³⁹²
		-1.0(Zn)	0/3	OK ⁴⁰³ , OK ⁴⁰³ , OK ⁴⁰³
		-1.25	1/3	C ⁷⁸ , OK ⁹⁶⁰ , OK ⁹⁶⁹
18 Ni 180 共金 TIG	174	自然電位	0/5	OK ²¹⁷ , OK ³⁶⁵ , OK ³⁶⁵ , OK ³⁶⁵ , OK ³⁶⁵
		-1.0(Zn)	1/3	C ¹ , OK ⁴⁷⁸
		-1.25	3/3	C ¹ , C ¹³ , C ²¹
18 Ni 200 CEVM 側曲げ ⁽²⁾	219	自然電位	0/3	OK ¹⁸⁰ , OK ⁵⁹⁷ , OK ¹⁰⁹³
		-1.0(Zn)	1/3	OK ¹⁸⁰ , OK ⁵⁹⁷ , C ⁵⁴¹
		-1.25	3/3	C ³ , C ³³ , C ⁴⁸
18 Ni 200 CEVM 表面曲げ ⁽²⁾	219	自然電位	0/2	OK ⁵²³ , OK ¹⁰⁹⁶
		-1.0(Zn)	0/2	OK ⁵²³ , OK ¹³⁹⁶
		-1.25	0/2	OK ⁵²³ , OK ¹⁰⁹⁶
18 Ni 200 共金 TIG	198	自然電位	4/4	C ¹³⁹ , C ³⁵¹ , C ⁴¹⁷ , C ⁵³³
		-1.0(Zn)	0/4	OK ¹³⁰ , OK ¹⁰⁹⁶ , OK ¹³⁹⁶ , OK ¹⁰⁹⁶
		-1.25	4/4	C ¹ , C ³ , C ²¹ , C ²¹

(1) OK=割れ発生せず, C=割れ発生, 添付した数字は経過日数
(2) 側曲げ=Uベンド試験表面は板厚と平行, 表面曲げ=Uベンド試験片表面は圧延面と平行

表7 Uベンド溶接材の応力腐食割れに対する熱処理の影響
3.5% NaCl 中 18 Ni 200 鋼

処 理	割れ発生数/試験片数	結果 (日) ⁽¹⁾
共金 TIG + 3hr/900°F	5/5	C ⁵¹ , C ¹⁰⁰ , C ¹⁰² , C ¹⁴¹ , C ²³⁰
共金 TIG + 1hr/1,500°F + 3hr/900°F	0/6	OK ¹⁸⁰ , OK ²³⁰ , OK ⁷⁴⁰ , OK ⁷⁴⁰ , OK ⁷⁴⁰ , OK ⁷⁴⁹
共金 TIG + 1hr/2,200°F + 3hr/900°F	6/6	C ³⁷ , C ⁴⁹ , C ⁵¹ , C ⁷¹ , C ¹⁴¹ , C ¹⁴¹
共金 TIG + 4hr/2,100°F + 4hr/1,100°F + 1hr/1,500°F + 3hr/900°F	2/6	OK ¹⁸⁰ , OK ²³⁰ , C ²³⁹ , C ²³⁹ , OK ⁷⁴⁰ , OK ⁷⁴⁰
共金 TIG + 3hr/900°F + ショットピーニング	2/6	OK ¹⁸⁰ , OK ²³⁰ , C ²³⁹ , C ²³⁹ , OK ⁷⁴⁰ , OK ⁷⁴⁰

(1) OK=割れ発生せず, C=割れ発生 添付した数字は経過日数

について、Uベンド試験片の応力腐食割れ挙動に対する応力と圧延方向の関係を少々調べた。上に示した結果は試験片表面が板厚に平行の場合(側曲げ)である。試験片表面がもとの板の圧延面に平行の場合はカソード防食しない場合、亜鉛の接した場合、-1.25V SCEに保った場合とも、優秀な割れ抵抗性を示した。すなわち、海水中で3年間経過しても割れを生じなかった。

両鋼種の溶接Uベンド試験片7個を亜鉛に接して長期間海水中で試験したもののうち1個が割れを生じた。しかし-1.25Vでは比較的短期間(1~48日)に全試験片が破壊した。このことはこのような卑な電位においては吸蔵した水素によって著しい損傷を受けることを示して

いる。

2.3 Uベンド試験材における溶接後熱処理の割れに至る時間に及ぼす影響

18 Ni 200の溶接部の応力腐食割れ挙動に対する溶接後の熱処理の効果を表7に示した。MIGとTIGによる溶接ではマイクロ組織は異なるにもかかわらず、割れに至る時間は類似している。

種々の処理のうち、時効前に1,500°Fで焼鈍したときの効果が最も顕著であり、2年以上経過しても割れは生じていない。溶接部をより高温[1,204°C(2,200°F)]で焼鈍すると、割れに至る時間は短くなった。しかし高温[1,149°C(2,100°F)]で焼鈍し、次いで低温で4段階

表 8 溶接継手の性質に対する溶接後熱処理の影響⁽¹⁾

処 理	降 伏 強 さ (ksi)	引 張 強 さ (ksi)	伸 び (%)	絞 り (%)
TIG 溶接+3 hr/900°F	209.6	213.6	14	63
TIG 溶接+1 hr/1,500°F+3 hr/900°F	204.6	210.1	12	61
TIG 溶接+1 hr/2,200°F+3 hr/900°F	200.3	211.0	13	60
TIG 溶接+4 hr/2,100°F+4 hr/1,100°F +1 hr/1,500°F+3 hr/900°F	199.6	208.7	13	60
MIG 溶接+3 hr/900°F	204.6	211.4	7	39

(1) 溶接線に直角。すべて溶着金属部で破断

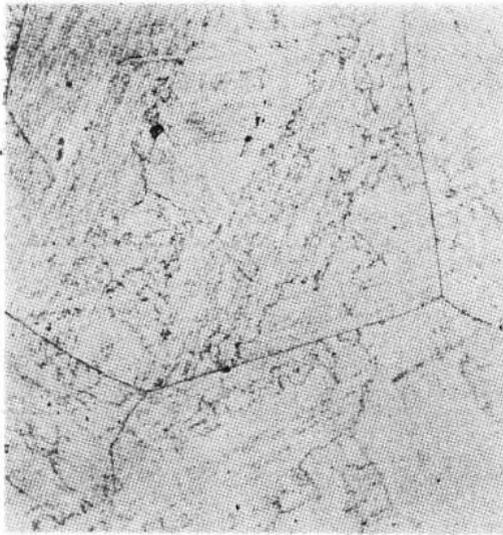


図 1 2,200°F 1時間+900°F 3時間の溶接後熱処理を施したときの母材部分のマイクロ組織

腐食液：10%クロム酸中電解。250×

処理を行なった場合、割れに至る時間は長くなった。熱処理によって割れに至る時間が異なる理由を強度の差異に帰することはできない。表 8 が示すように、種々の熱処理を施しても耐力は全く類似している。

ショットピーニングは割れを遅らせる上で有効な方法であることが立証された。

2・4 溶接後熱処理による組織変化

溶着金属を均一化することを目的とした高温焼鈍〔1,200°C (2,200°F)〕は実際に溶接組織を除き、どこが溶接されたかわからない状態にした。これらの試験片の母材部分は大きな等軸の前オーステナイト粒を示し(図 1)、これが優先的に割れが生じる場所であった。この組織は応力腐食割れに対する抵抗性が小さいことが知られている⁹⁾。したがってこの種の溶接材の不良な結果は、母材についての以前の経験と一致している。

1,149°C+593°C+816°C (2,100°F+1,100°F+1,500°F)の処理も溶接組織を除去したが、それ以外にこれらの試



図 2 2,100°F 4時間+1,100°F 4時間+1,500°F 1時間+900°F 3時間の溶接後熱処理を行なったときの溶接部のマイクロ組織。

腐食液：10%クロム酸中電解。850×

験片がすぐれた抵抗性を示すことを説明しうる明らかな組織上の特色はない(図 2)。重要なのは時効処理試験片対焼鈍+時効処理試験片の顕著な割れ抵抗性の相違である。光学顕微鏡ではこれらは非常に似ており、焼鈍しないものではオーステナイトブルが多いに過ぎない(図 3)。816°C(1,500°F)で1時間焼鈍しても全体的な均一化を生じない。セル・バウンダリーはまだ観察される(図 4)。また粒の寸法も変化していない(図 5)。焼鈍によってもたらされる最も重要な変化はオーステナイトの細かいリボンにあるように思われる。レプリカを調べると、焼鈍したものは焼鈍せず時効処理を行なったものに比べ、オーステナイトリボンがずっと細かいことがわかる(図 6)。

2・5 予備割れ片持棒試験片による K_{Isc} 値測定

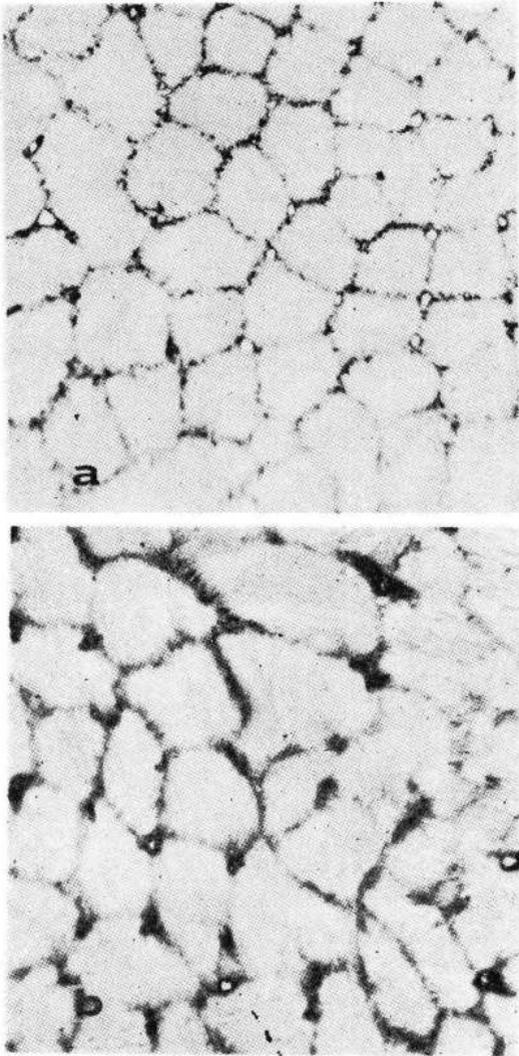


図3 溶接部のマイクロ組織

- (a) 溶接後 900°F 3時間
 (b) 溶接後 1,500°F 1時間+900°F 3時間
 腐食液: 改良 Fry 液。750×

母材

18Ni 180 母材について K_{Isc} の測定結果を図7に示した。海水中でのいくつかの試験片は $140 \text{ ksi (in)}^{1/2}$ で500時間以上の割れ時間を示すが、四つの試験片は $130 \sim 135 \text{ ksi (in)}^{1/2}$ で100時間またはそれ以内で破断している。したがって、約 $130 \text{ ksi (in)}^{1/2}$ を採るのが妥当であるように思われる。3.5% NaCl 中での K_{Isc} は $143 \text{ ksi (in)}^{1/2}$ であった。亜鉛を接触させることは腐食を抑制するが、3.5% NaCl 中の K_{Isc} を約 $110 \text{ ksi (in)}^{1/2}$ に低下せしめる。3.5% NaCl 中における 18Ni 200 の試験結果を図8に示すが、割れ時間 $>1,000$ 時間に対応するのは $94 \text{ ksi (in)}^{1/2}$ である。

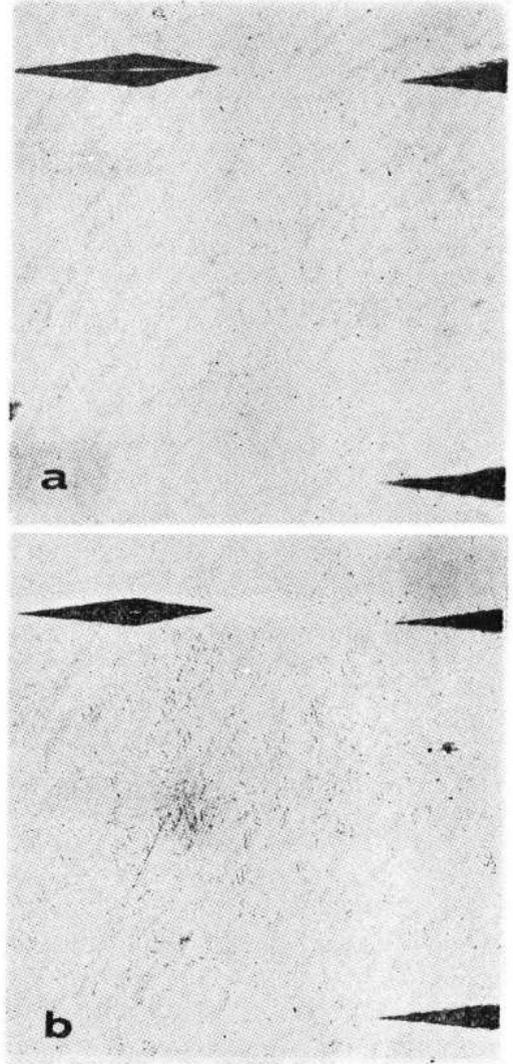


図4 1,500°F 1時間の溶接後焼鈍の溶接部マイクロ組織に対する影響

- (a) 溶接のまま
 (b) 1,500°F 1時間焼鈍後(アルゴン中で実施し、(a)の研磨面を保全して同じ場所を検鏡。微小硬度計によるくぼみをマークに使用)
 腐食液: 改良 Fry 液。250×

溶接材

海水中でカソード防食しない 18Ni 180 TIG 溶接材の K_{Isc} 値は $122 \text{ ksi (in)}^{1/2}$ である(図9)。図10に示した少数のデータによれば、18Ni 200 TIG 溶接材の K_{Isc} は約 $70 \text{ ksi (in)}^{1/2}$ と推定される。これらの値は母材の値の90%に近い。

18Ni 180 溶接材を -0.85 または -1.03 V SCE で試験した場合、割れ発生限界の K_1 は求められず、 K_{Isc} は $50 \sim 55 \text{ ksi (in)}^{1/2}$ 以下のように思われる。

すべての K_{Isc} 値を表9にまとめた。

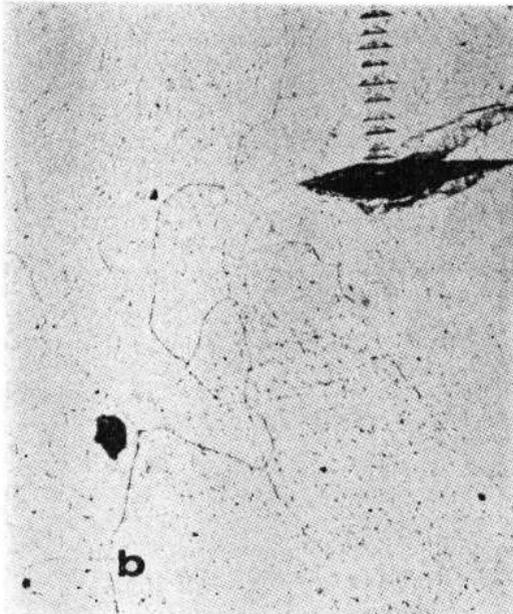
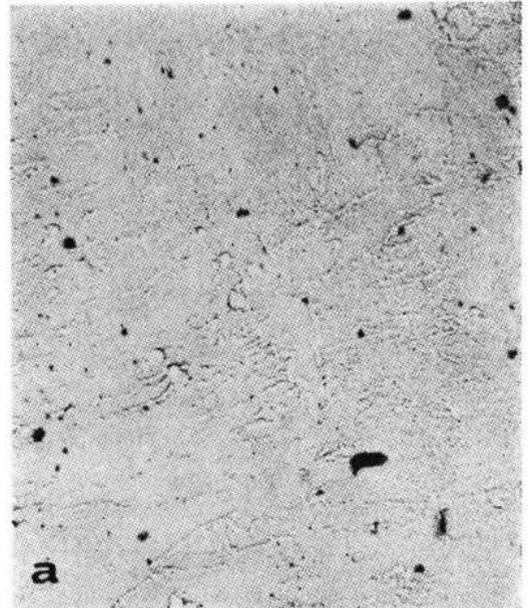


図5 1,500°F 1時間の溶接後焼鈍の溶接部マイクロ組織に対する影響

- (a) 溶接のまま
 (b) 1,500°F 1時間焼鈍後（アルゴン中で実施し、(a)の研磨面を保全して同じ場所を鏡鏡。微少硬度計によるくぼみをマーカに使用）
 腐食液：10%クロム酸中電解。250×

図6 1,500°F 1時間の溶接後焼鈍の粒界微細構造に対する影響

- (a) 溶接+900°F 3時間
 (b) 溶接+1,500°F 1時間+900°F 3時間
 5,000×

2・6 全面腐食

マルエージング鋼, AISI 4340 および HY-80 試験板を流動海水および海洋から 80 ft, 800 ft 海洋大気中で試験したときの重量減を, 図11, 12, 13 に示す。図14 はマルエージング鋼および AISI 4340 の工業大気中での同様の

結果である。これらすべての環境において、マルエージング鋼はここで用いた低合金鋼の約半分の腐食度を示している。このことは海水浸漬のごく初期を除けば、いずれの時点においても当てはまる。海水中ではこれらの鋼は浅い局部腐食の形態を示し、これが次第に全試験片表面に広がる⁵⁾。

3 考 察

3.1 応力腐食割れ挙動に対する強度の影響

ここで扱った鋼の強度水準は、それ以上では応力腐食割れが起こり、それ以下では起こらないと考えられる臨界値として提唱された値に近い。したがって、18Ni 180

および 18Ni 200 が対応する比較的狭い強度範囲内での

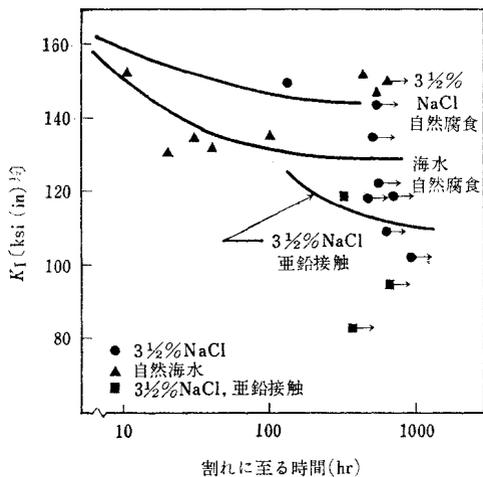


図7 自然海水および3-1/2% NaCl 中での 18Ni 180 の K_{Isc}

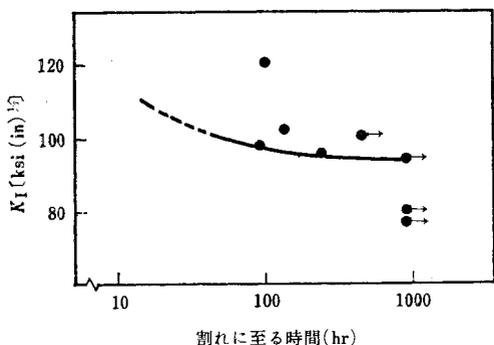


図8 3-1/2% NaCl 中における 18Ni 200 マルエージング鋼の K_{Isc}

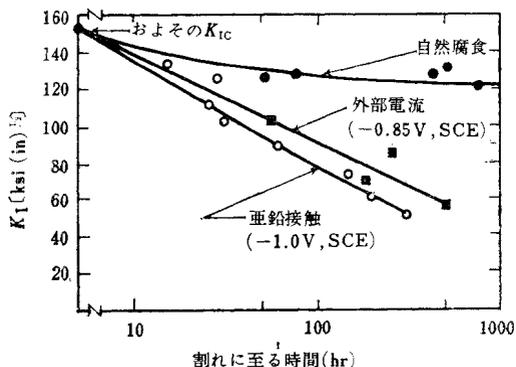


図9 18Ni 180 TIG 溶接部の海水中における K_{Isc} に対するカソード防食の影響

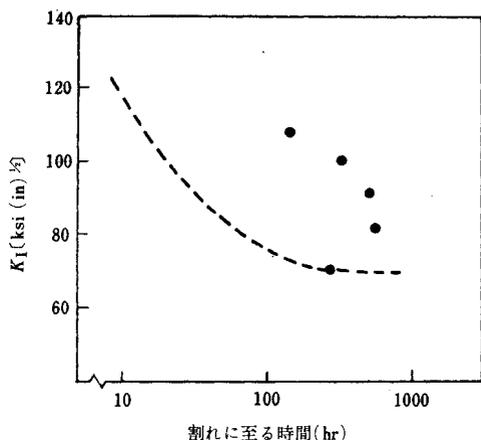


図10 18Ni 200 TIG 溶接部の海水中における K_{Isc}

表9 K_{Isc} 値のまとめ

試験片	0.2% 耐力 (ksi)	環 境	K_{Isc} ksi (in) ^{1/2}
自然腐食			
18Ni 180 母材	177	海 水	130
		3-1/2% NaCl	143
18Ni 200 母材	219	3-1/2% NaCl	94
18Ni 180 合金	174	海 水	122
TIG			
18Ni 200 合金	198	海 水	70
TIG			
亜鉛接触			
18Ni 180 母材	177	3-1/2% NaCl	110
18Ni 180 合金	174	海 水	<50
TIG			
外部電流 (-0.85 V, SCE)			
18Ni 180 合金	174	海 水	<55
TIG			

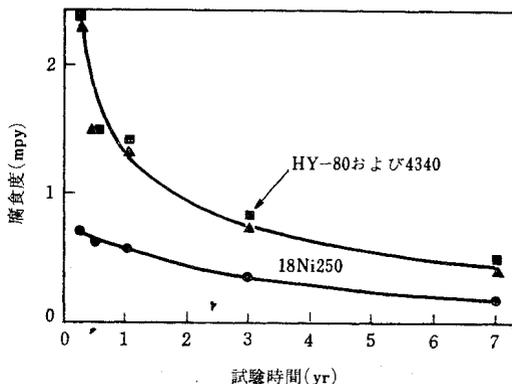


図11 Kure Beach 80 ft lot におけるマルエージング鋼および低合金鋼の腐食度

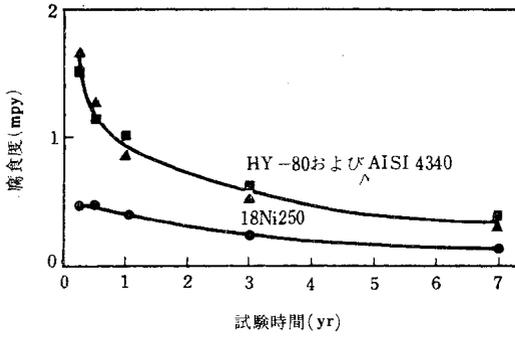


図12 Kure Beach 800 ft lot におけるマルエージング鋼および低合金鋼の腐食度

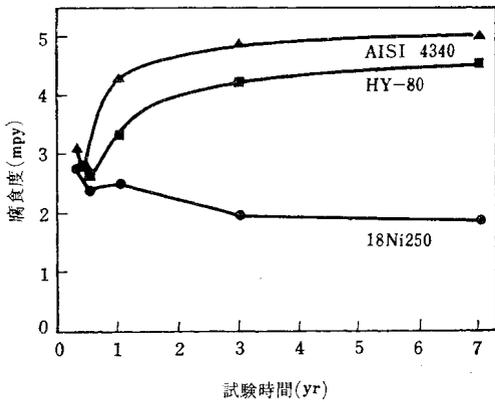


図13 海水中におけるマルエージング鋼および低合金鋼の腐食度

応力腐食割れ挙動を調べることは興味深い。この研究で用いた材料の強度の幅は、母材では約 40 ksi、溶接材では約 30 ksi である。

カソード防食を施さない U ベンド材は 18Ni 180, 18Ni 200 とともに応力腐食割れにきわめて強く、ほとんど差を示さない。しかし予備割れを与えた片持棒試験では、18Ni 180 母材の K_{Isc} は 18Ni 200 のそれに比べ約 40 ksi (in)^{1/2} 大きい。強度の高い鋼の方が感受性が大きいことは、亜鉛に接触させるか -1.25V SCE に保った U ベンド材の試験結果からも明らかである。溶接材の試験においても 18Ni 180 鋼は 18Ni 200 よりすぐれ、 K_{Isc} の値に約 50 ksi (in)^{1/2} の差がある。

本研究で対象としている強度水準の範囲においても、強度が比較的わずかに低下しただけで、応力腐食割れに対する抵抗性はかなり増大する。本報の結果に他の結果を加えて、マルエージング鋼の K_{Isc} と耐力の関係を示したものが図15である。

3.2 溶接部および母材の耐応力腐食割れ性の比較

本報の結果に基づいて溶接部と母材の挙動を比べると、前者の方が応力腐食割れ抵抗性が低いことが明らか

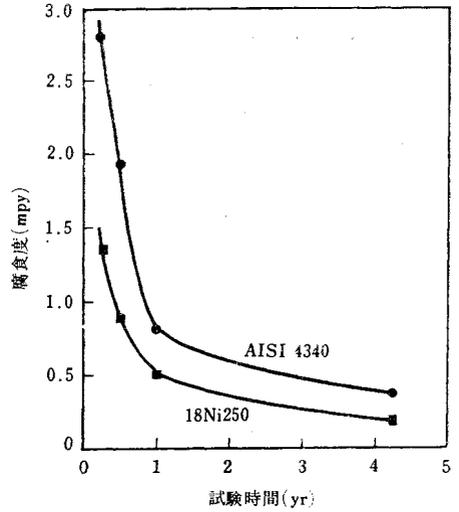


図14 工業大気中でのマルエージング鋼および低合金鋼の腐食度

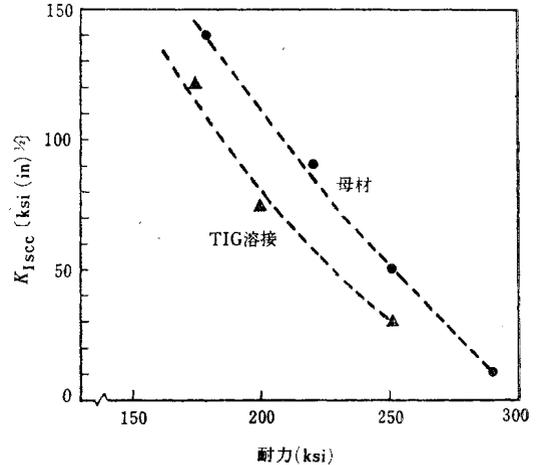


図15 マルエージング鋼母材および溶接部の K_{Isc} に対する耐力の影響 (250 および 300 ksi のデータは未発表)

である。カソード防食を施さない U ベンド材の場合、18Ni 200 溶接材は母材に比べずっと短い時間で割れてはいるが、U ベンド材を用いると溶接材と母材の差は必ずしも現われない。両者の差が明白なのは予備割れビーム材の試験においてであって、溶接材の K_{Isc} は母材のその約 90% に過ぎない。さらに 18Ni 180 の予備割れ棒をカソード防食した場合、溶接材は水素脆化に対しずっと感受性が大きい。溶接材を亜鉛の電位または -0.85 V SCE でカソード防食するときの K_{Isc} の低下は大きい。これに対し 18Ni 180 母材における K_{Isc} の低下は、亜鉛に接触させてもずっと小さい。溶接部と母材で化学組成は変わらないから、これらの間の割れ挙動の差は圧延組織と鑄造組織の差に関係しているはずである。応力腐

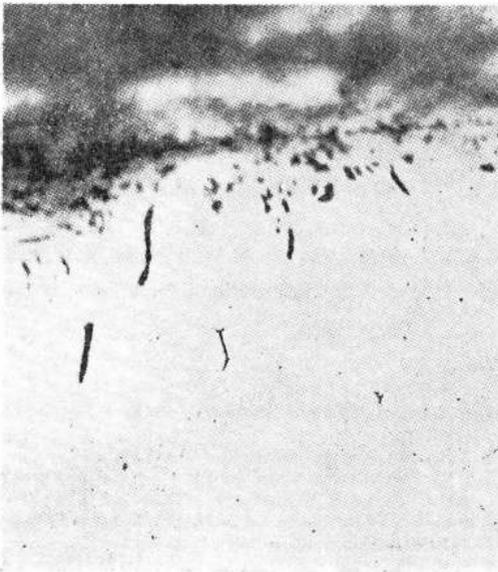


図16 Uベンド試験片表面に生じた粒界割れ
腐食液：10%クロム酸中電解。250×



図17 溶接後時効処理した試験片の粒界割れの伝播
腐食液：10%クロム酸中電解。750×

食割れ挙動に対する組織の影響についてのいくつかの観察を次節で述べる。

3.3 溶接組織の影響と応力腐食割れ抵抗性

MIG 溶接では TIG 溶接に比べ組織は粗で結晶粗は大きいにもかかわらず、両者間に割れ挙動の差がないという事実は、このような組織のちがいが大きな影響を持たないことを意味する。また、溶接部を 816°C (1,500°F) で1時間焼鈍してもマイクロ組織にはほとんど変化が見られないにもかかわらず、割れに至る時間に対し顕著な効果を示すことから、結晶粒度などの因子が溶接部の応力腐食割れ挙動を支配しないことが再び結論される。粒界の微細構造が実質的な影響を示すように思われ、このことは割れが主として粒内を通ることと一致している。いくつかの場合には割れは粒界から始まるが(図16)、一般に割れの伝ばは粒界を通らない(図17)。溶接部の特色はすべての溶着金属に共通なように局所偏析が生じることであるから、上記の事実は注目に値する。このような偏析は小さな腐食電池や割れの活性な経路を作りうる。たとえば 4130 の溶接部の場合、クロムがセメンタイトへと拡散し、フェライトをアノード的にするという主張がある⁹⁾。すなわち、耐食性は溶接部が急速に冷却されると向上するが、これはクロムの偏析が抑制されるからであるとしている。

ショットピーニングによる耐応力腐食割れ性の向上は通常、ショットピーニングを受けた表面に圧縮応力が残留するからであるとされている。鋼の強度とピーニングの強さを考慮すると、本報の場合圧縮応力が存在する深

さは約 0.010 in である。この層が腐食により消失するか孔食がこれを貫通すれば、応力腐食割れが起こりうる。このことはいくつかのショットピーニングを施した試験片に割れが生じた理由を説明しうる。また U ベンド試験片ではピーニングは有効であるが、あらかじめ割れやきずを含む部分の挙動を改善するとは考えにくい。

3.4 カソード防食の効果

カソード防食の実験の結果は、U ベンド試験片を保護しうるのは腐食電位と亜鉛の電位の間のかなり狭い電位領域であることを示している。しかし、予備割れ棒を用いた実験ではカソード防食によって許容応力の低下が明らかであるから、カソード防食は有望ではない。このような K_{Isc} の低下は最初母材について見いだされたが、カソード防食した溶接材では特に顕著である。本報は比較的高強度の鋼の母材について求められた既刊のデータ⁹⁾を確認するものである。U ベンド材と予備割れ棒の差異は、カソード防食は割れの発生を阻止しうるが、すでに存在する割れの伝播を止めることはできないことを示唆している。後者の場合、割れの伝ば速度を低下させることはありうる。U ベンド材および予備割れ棒の応力状態のちがいが水素脆化感受性に影響を与えるであろうから、観察されたような結果をもたらすであろう。特に

予備割れ材の割れの先端での3軸応力は割れを促進すると思われる。

18Ni 180の溶接部の成績が $-0.85V$ SCEで低下したことを考えると、溶接部が有効に保護される電位が存在するとは考えにくい。高張力鋼の応力腐食割れが水素脆化によるものであるという証明は増しつつあるが、上記の結果はこの一助となる。これに関しBarthら¹⁰⁾はアノード分極下においても水素を吸収することが可能であることを立証する結果を発表している。

4 結 論

1) カソード防食しない18Ni 180および18Ni 200マレージング鋼のUバンド材は塩化物応力腐食割れに対する高い抵抗性を示した。

2) カソード防食しない18Ni 180溶接部は海水中で1年間割れなかった。18Ni 200の溶接部は割れを生じ、ある試験片は2ヵ月といった短期間で割れた。これらの溶接部を時効処理するに先だって $816^{\circ}C$ ($1,500^{\circ}F$) 1時間焼鈍すれば、Uバンド材の寿命がかなり延長された。

3) Uバンド材を亜鉛の電位でカソード防食することは、ある程度有効であった。さらに卑な電位では、水素脆化に対する感受性が明瞭に現われた。

4) 18Ni 180および18Ni 200マレージング鋼の海水中での K_{Isc} 値は非常に良く、それぞれ130および94

ksi (in)^{1/2}であった。自然に腐食している状態では溶接部の K_{Isc} 値は母材よりもやや低かった。18Ni 180溶接部を亜鉛に接触させるか $-0.85V$ SCEに保つと、 K_{Isc} 値はかなり低下した。

5) 海水中における18Ni マレージング鋼の全面腐食度は4340やHY-80の約1/2であった。

謝 辞

本研究の実施に当って、G. W. Tuffnell, K. L., Money両氏の助力を得た。International Nickel Co., Inc. の何人かの人々から有益なコメントや助言を受けた。

文 献

1. H. I. Logan. *The Stress Corrosion of Metals*, J. Wiley and Sons (1966).
2. J. H. Gross. *Welding Journal*, 47, 241s (1968).
3. E. H. Phelps. *Fundamental Aspects of Stress Corrosion Cracking*, p. 398, Ed. R. W. Staehle, A. J. Forty, and D. van Rooyen. Published by the National Association of Corrosion Engineers, 2400 West Loop South, Houston, Texas.
4. S. W. Dean and H. R. Copson. *Corrosion*, 21, 95 (1965).
5. W. W. Kirk, R. A. Covert, and T. P. May. *Metals Eng. Quarterly*, 8, 31 (1968).
6. C. S. Carter. "The Tensile Fracture Toughness and Stress Corrosion Properties of Vacuum Melted (300) Maraging Steel," The Boeing Co., D6-23888 AD 688.858.
7. W. A. Koppi and E. P. Sadowski. *Modern Castings*, 52, 122 (1967) September.
8. D. C. Briggs, J. V. MacEwan, and H. M. Yates. *Corrosion*, 16, 141 (1960).
9. H. P. Leckie. *Corrosion*, 24, 291 (1968).
10. C. F. Barth, E. A. Steigerwald, and A. R. Troiano. *Corrosion*, 25, 353 (1969).