

Research Reports of the Research Institute
of Industrial Safety, RIIS-RR-93, 1994
UDC 620.17, 620.18, 621.18

圧力容器鋼の劣化特性に及ぼす熱時効の影響

橋内良雄*, 本田 尚*

Effect of Thermal Aging on Degradation of Pressure Vessel Steel

by Yoshio KITSUNAI* and Takashi HONDA*

Abstract; In Japan, a number of plants which are composed of reactors, heat exchangers, pressure vessels and pipe lines had been constructed in chemistry and metallurgy industries during a decade of the 1960'. The plants have recently been operated more severely than 10 years ago to reduce the production price as much as possible. As a result, some plants have already reached their design life. During the operation, they have been exposed to elevated temperatures for long periods of time. Such exposure can alter the microstructure and bring changes in the material properties. Under such circumstances, failure or explosion of plants has happened due to degradation of the materials used for the plants. Understanding of the degree of materials degradation is of primary importance for quantitative evaluation and prediction of the residual life of plants. The aim of this study is to assess the influence of thermal aging on the degradation of plant materials.

A pressure vessel steel of a A533 Gr.B Cl.1 steel was selected for the research object and was manufactured to a 150 mm thick test plate to investigate factors and mechanisms of potential degradation. The chemical compositions of the base metal and weld wire were adjusted, referring to those of pressure vessels of Japanese older commercial plants constructed before 1970. A step-cooling heat treatment was used to accelerate the degradation of the test plate. In this study, the degrees of material degradation were examined in room air by V-notch Charpy impact test, fracture toughness and fatigue crack growth behavior for the base metal and welded joint of A533B steel. The slow strain rate test (SSRT) in 288°C pure water was also carried out in the range of strain rate between 1×10^{-4} and 5×10^{-2} mm/min. The cases of the degradation were examined by a scanning electron microscope and an Auger electron spectroscopy.

Based on the experimental results, it is concluded that the step-cooling heat treatment has little influence on the tensile strength, the fracture toughness, and the fatigue crack growth behavior of A533B steel. The transition temperature of the Charpy impact test for the base metal and welded joint rises approximately 30°C. The rise of transition temperature is explained by the grain boundary segregation of phosphor or migration of carbon at around discontinuities. The strain rate dependence of the strength in SSRT test shows a minimum at a strain rate of 10^{-3} mm/min, regardless of material and aging condition.

*機械研究部 Mechanical Safety Research Division

Keywords; Thermal aging, Degradation, Fracture toughness, Fatigue crack growth, Transition temperature, Stress corrosion cracking, Welded joint, A533B steel, Impurity, Segregation.

1. 緒 言

わが国では 1960 年代の高度経済成長期に化学工業や金属工業においてプラントが多数建設されたが、プラントを構成する反応塔、压力容器、熱交換機等の機器は 30 年以上の長期にわたって使用されるものも見られるようになってきた。さらに、最近の生産性の向上に伴い、稼働率が著しく増加しており、設計寿命に到達している機器も出現している。これらの機器の多くは長年高温に曝されるために、材料の金属組織や機械的性質が変化して劣化することが知られており^{1)~7)}、ときには劣化が原因で機器の破壊や爆発が発生して、重大災害を招いている場合がある。経年機器が増加しつつある今日、材料の劣化特性を把握することは、安定な操業を確保する上からも、また労働災害を防止する観点からも重要である。本研究では熱時効を受けた压力容器鋼の劣化特性について検討するため、1970 年以前の压力容器鋼を模擬して製作した A533B 鋼試験鋼板並びにそれをサブマージ溶接した継手を準備し、605~635°C で 45 時間以上の焼きなましを行う As-PWHT 処理または 593°C から 316°C までの間を段階的に温度を低下させるステップクール熱処理を施した後、引張り、破壊靱性、シャルピー衝撃、疲労き裂伝播、低ひずみ速度 (SSRT) の各試験、破面観察およびオージェ分析を行って脆化との関係について検討した。

2. 材料および脆化熱処理

供試材は板厚 150 mm の A533 Gr.B Cl.1 鋼 (JIS SQV2A) であって、化学成分はわが国の 1970 年以

前の压力容器鋼を参考にし、さらに脆化の加速因子である P, Sn を若干添加して調整したものである。供試材は焼きなまし、焼戻し、および焼入れ焼戻し処理を施した後、605~635°C の温度範囲で 45 時間以上応力除去焼なまし (As-PWHT) を施した。供試材の化学成分を Table 1 に示す。なお、式 (1) から求めた供試材の焼戻し脆化パラメータ J は 525 である。

$$J = \{(Si + Mn) \times (P + Sn) \times 10^4\} \quad (1)$$

溶接継手は圧延方向と直角に溶断した板幅 250 mm、長さ 2100 mm、板厚 150 mm の板 10 枚を準備し、それらを 1 対ずつ裏当て金を付けてサブマージ溶接を行った。溶接条件は電流 650A、電圧 30V、溶接速度 25~30 cm/min、予熱 150~200°C である。ワイヤは、わが国の 1970 年以前の压力容器鋼用溶接材を模擬する目的で、JIS Z 3351 YS-NM1 に P, Sn 等を若干添加したものをを用いた。溶接後の溶接金属の化学分析結果は Table 2 に示す通りであって、式 (1) から求めた J 値は 328 である。本実験では、熱時効の方法として、顕著な焼き戻し脆化を期待して Cr-Mo 鋼の焼戻し脆化再現法として利用されているステップクール処理⁸⁾ を、A533B 鋼母材および溶接金属に対して真空炉中で施した。その処理条件は、593°C 1 時間、538°C 15 時間、524°C 24 時間、496°C 48 時間、468°C 72 時間それぞれ保持後、316°C まで炉冷したものである。上記の熱処理を施した母材では L-ST 方位から、溶接継手では T-L 方位から引張り、破壊靱正、シャルピー衝撃、疲労き裂伝

Table 1 Chemical composition of material used (wt.%)
供試材の化学成分 (wt.%)

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	V	Al	Sn	As	Sb
0.19	0.27	1.45	0.020	0.012	0.60	0.14	0.51	0.16	0.01	0.024	0.011	0.014	0.0085

Table 2 Chemical composition of weld metal (wt.%)
溶接金属の化学成分 (wt.%)

C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Ti	V	Al	Sn	As	Sb
0.07	0.26	1.33	0.014	0.011	0.12	0.87	0.07	0.54	0.021	0.002	0.011	0.005	0.002	0.009

播および SSRT 試験片を採取した。

3. 実験方法

母材の引張り試験は直径 10 mm, 平行部長さ 50 mm の平滑丸棒試験片を, 溶接継手の引張り試験片は直径 6 mm, 平行部長さ 24 mm の丸棒試験片を用い, クロスヘッド速度 10^{-3} /s で行った。母材の破壊靱性試験は板厚 25 mm, 板幅 51 mm の CT 試験片を用いて, 機械学会基準のストレッチゾーン法¹⁰⁾を適用し, 破壊靱性値を定めた。シャルピー衝撃試験は JIS Z 2202 4号試験片を切出して主に $-50^{\circ}\text{C} \sim +80^{\circ}\text{C}$ の温度範囲を中心に試験を行った。なお, 一部の試験では, 予歪と熱時効が重畳した場合のシャルピー衝撃特性を明かにするために, 直径 16 mm の平滑丸棒試験片に 5% の引張り塑性歪を負荷後, ステップクール処理を行い, 4号試験片を切出してシャルピー衝撃試験を行った。疲労き裂伝播試験は板厚 6 mm, 幅 100 mm の CCT 試験片および板厚 6 mm, 幅 50 mm の CT 試験片を用い, 母材は応力比 R が 0.05~0.8, 溶接継手では R が 0.05 で試験を実施した。溶接継手では, 溶接金属中をき裂が伝播するように切欠きを付けた。SSRT 試験には, 平行部直径 4 mm, ゲージレングス 20 mm の丸棒試験片を準備した。試験は, 288°C の高温純水が 1L/min で循環するオートクレーブ中で行った。この場合, 貯水槽で所定の溶存酸素濃度 ($4\mu\text{g/L}$ 以下) まで脱気後, 高圧プランジャーポンプにより加圧し, 予熱器を通して高温高圧水がオートクレーブ中に流入する循環装置を使用した。オートクレーブから出た高温水は, 冷却器を通して貯水槽に戻るよう構成されている。なお, 本装置では電位制御は行っていない。

4. 実験結果

4.1 引張り特性

Table 3 に母材および溶接継手の引張り試験結果を示す。両材料を比較すると, 熱処理方法によらず耐力および引張り強さは溶接継手の方が低下している。しかし, ステップクールの影響は両材の引張り特性に殆ど反映されていない。

4.2 破壊靱性

母材にストレッチゾーン法を適用したときのストレッチゾーン幅 SZW と J 積分 J の関係を Fig. 1 に,

Table 3 Tensile test result of base metal and weld metal.
母材および溶接金属の引張り試験結果

Material	Heat treatment	Yield stress MPa	Tensile strength MPa	Elongation %	Reduction area %
Base metal	As-PWHT	562	637	23.8	66.2
Base metal	Step cooled	542	670	23.9	67.6
Weld metal	As-PWHT	482	586	22.1	72.0
Weld metal	Step cooled	476	592	22.7	72.8

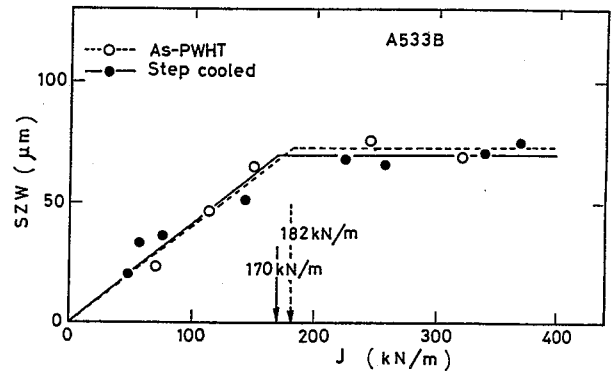


Fig. 1 Relationship between SZW and J for base metal.
母材の SZW と J の関係

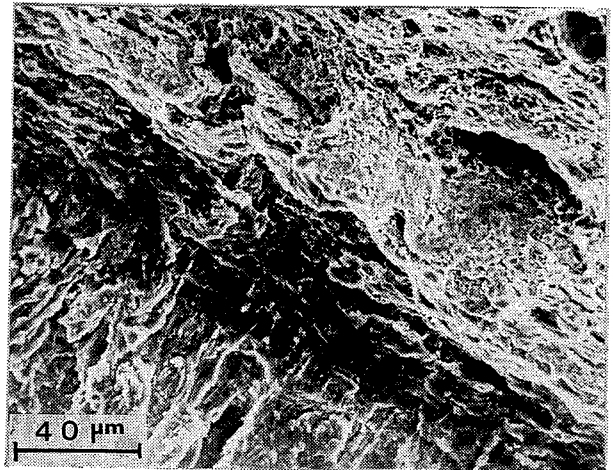


Photo. 1 Fractograph showing stretched zone of base metal subjected to step cooled.
ステップクールした母材のストレッチゾーンのフラクトグラフィ

ステップクール処理したストレッチゾーンのフラクトグラフィを Photo. 1 に示す。Fig. 1 において, As-PWHT 処理した母材の限界ストレッチゾーン幅 $SZWC$ は $72.6\mu\text{m}$ であって, 鈍化直線の交点から求

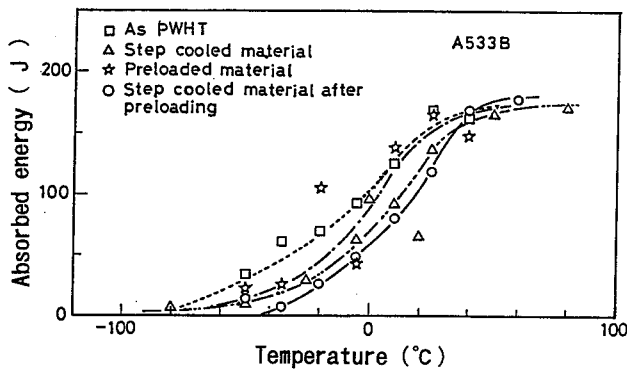


Fig. 2 Relationship between Charpy absorbed energy and temperature for base metal.
母材のシャルピー吸収エネルギーと温度の関係

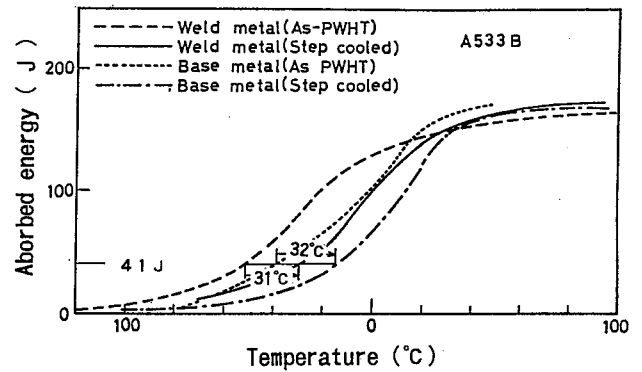


Fig. 4 Comparison of Charpy absorbed energy between base metal and weld metal.
母材と溶接金属のシャルピー吸収エネルギーの比較

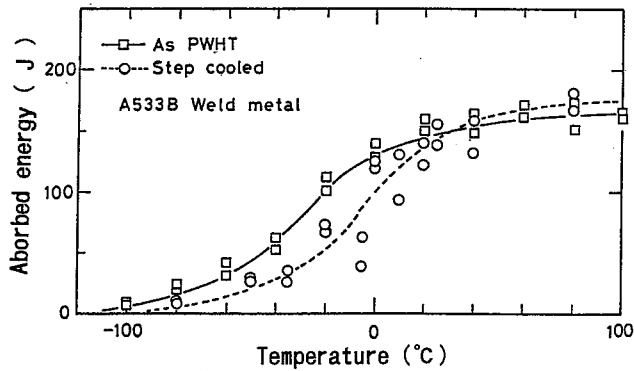


Fig. 3 Relationship between Charpy absorbed energy and temperature for weld metal.
溶接金属のシャルピー吸収エネルギーと温度の関係

めた限界 J 積分 J_c は 182 kN/m である。一方、ステップクール処理した母材では、 $SZWC$ が $70.5\mu\text{m}$ 、 J_c は 170 kN/m である。以上の結果を式 (2) に代入して求めた破壊靱性値 $K_c(J)$ の値はそれぞれ 203 および $197 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ であって、熱時効が A533B

$$K_c(J) = \sqrt{EJ_c/(1-\nu^2)} \quad (2)$$

鋼母材の破壊靱性値に及ぼす影響は認められない。ここで、 E は縦弾性係数、 ν はポアソン比である。

4.3 シャルピー衝撃特性

Fig. 2 は母材の吸収エネルギーと温度との関係を示したもので、データにかなりばらつきが見られるが、エネルギー遷移温度 TT_E は As-PWHT 処理材が -17°C で最も低く、予荷重が負荷された場合には TT_E が約 10°C 上昇している。これは予荷重により材料が歪時効を起こして脆化したものと推察される。ステップクール材では As-PWHT 材よりも TT_E が約 16°C 、予荷重材よりも約 8°C 上昇しており、歪時効よりも熱時効の方が脆化に寄与していることがわかる。さらに、予荷重後ステップクール処理を施した時には単にステップクール処理した場合よりも TT_E が約 6°C 上昇しているが、これは予

Table 4 Charpy transition temperatures of base metal and weld metal.
母材および溶接金属のシャルピー遷移温度

Material	Heat treatment	TT_{41J} °C	ΔTT_{41J} °C	TT_E °C	TT_E °C	TT_{FA} °C	ΔTT_{FA} °C	TT_{LE} °C	ΔTT_{LE} °C
Base metal	As-PWHT	-40	—	-17	—	-9	—	-24	—
Base metal	Step-cooled	-9	+31	+21	+38	+8	+17	+25	+49
Base metal	Preload	-23	+17	-7	+10	-11	-2	-14	+10
Base metal	Preload + step cooled	-10	+30	+12	+29	0	+9	0	+24
Weld metal	As-PWHT	-59	—	-31	—	-36	—	-30	—
Weld metal	Step cooled	-28	+32	+8	+39	+5	+41	-13	+17

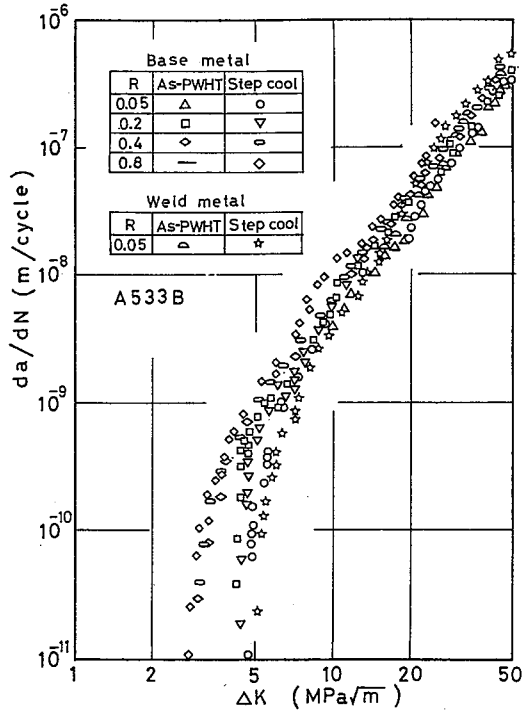


Fig. 5 Relationship between da/dN and ΔK for base metal and weld metal.
母材と溶接金属の da/dN と ΔK の関係

荷重と熱処理効果が重畳して脆化を促進する元素が粒界等の特定の領域に析出するためと推察される。Fig. 3 に溶接継手の衝撃試験結果を示す。Fig. 4 は母材と溶接継手のシャルピー衝撃特性を比較したもので、母材よりも溶接継手の方が遷移温度が低下している。压力容器鋼の脆化の判定基準に用いられる 41J 遷移温度 TT_{41J} に着目すると、ステップクール処理により母材と溶接継手のいずれにおいても TT_{41J} が約 32°C 上昇している。しかし、上部棚吸収エネルギー USE は母材と溶接金属ではほぼ等しく、また、熱処理を行っても USE に変化は見られない。Table 4 に各遷移温度をまとめて示す。ここで、 TT_{FA} は破面遷移温度、 TT_{LE} は横膨出量遷移温度である。Table 4 中に Δ を付けた遷移温度は、As-PWHT 母材あるいは溶接金属の遷移温度と、熱あるいは歪時効試験片の遷移温度との差を示したものである。

脆化の判定基準として、NRC⁹⁾ では TT_{41J} の増加量と USE の低下量を用いており、処女材では USE が 102J 以上を必要とし、運転期間を通じて 68J 以上の値を要求している。Fig. 4 に見られるように、本実験で得られた USE は実験条件によらず 102J を大きく上回っており、また、熱処理によっても母材

Table 5 Regression constants for the fatigue crack growth law of $da/dN = C(\Delta K)^m$ and ΔK_{th} .
疲労き裂伝播則 $da/dN = C(\Delta K)^m$ の回帰係数と ΔK_{th}

Material	Heat treat.	R	C	m	ΔK_{th} MPa \sqrt{m}
Base metal	As-PWHT	0.05	1.77E-12	3.18	—
Base metal	Step cooled	0.05	6.87E-12	2.83	4.67
Base metal	As-PWHT	0.2	3.49E-12	2.31	4.04
Base metal	Step cooled	0.2	3.10E-12	2.35	4.13
Base metal	As-PWHT	0.4	3.44E-12	2.32	2.94
Base metal	Step cooled	0.4	2.89E-12	2.38	3.00
Base metal	Step cooled	0.8	6.99E-12	2.99	2.80
Weld metal	As-PWHT	0.05	5.09E-12	2.96	—
Weld metal	Step cooled	0.05	5.54E-12	2.99	5.25

および溶接部ともに USE に変化は認められない。Druce⁴⁾ は、300~500°C の温度で $10^3 \sim 2 \times 10^4$ 時間の等温熱時効処理を施した A533B 鋼に対して衝撃エネルギー遷移曲線を求めているが、この場合においても熱時効により TT_{41J} は上昇するが、USE には殆ど変化は認められない。このため、USE は熱時効に対して、敏感ではないと推察される。

以上の結果から、ステップクール処理を施すことにより遷移温度は母材、溶接金属共に上昇するが、脆化に及ぼす影響は比較的小さいと結論される。

4.4 疲労き裂伝播特性

Fig. 5 に母材および溶接継手の da/dN と ΔK の関係を示す。母材では $R = 0.2$ の場合に見られるように、As-PWHT 材とステップクール材の da/dN は下限界応力拡大係数範囲 ΔK_{th} を含む全 ΔK 域で一致しており、室温大気中における da/dN に熱時効の影響は認められない。溶接継手については $da/dN > 10^{-8}$ m/cycle の範囲について試験したが、溶接継手の場合も da/dN に及ぼす熱時効の影響は存在しない。 $R = 0.05$ における As-PWHT 母材とステップクールした溶接金属の da/dN を比較した場合においても両者はほぼ全 ΔK 域で一致している。これらの結果は母材および溶接金属の da/dN に熱時効は殆ど影響せず、しかも残留応力が存在しない場合 da/dN は組織に不敏感であることを示している。 $da/dN > 10^{-8}$ m/cycle の範囲について回帰を行って求めた式 (3) の定数 C と m および ΔK_{th} を Table 5 に示す。なお、単位は da/dN が m/cycle,

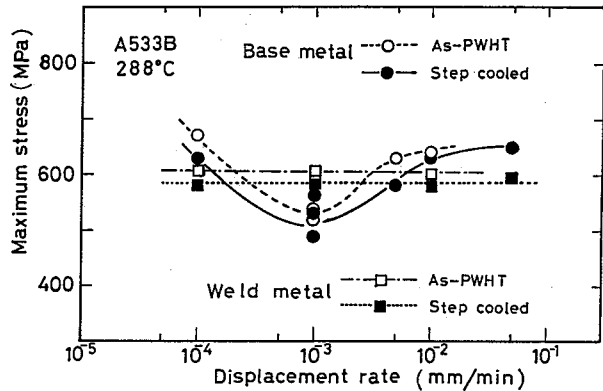


Fig. 6 Relationship between maximum stress of SSRT and displacement rate for base metal and weld metal.
母材および溶接金属の SSRT の最大応力と変位速度の関係

ΔK_{th} が $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$, C は m は無次元である。

$$da/dN = C(\Delta K)^m \quad (3)$$

4.5 応力腐食割れ感受性

熱時効と応力腐食割れ (SCC) 感受性の関係について検討するために、母材および溶接金属に対して 288°C のオートクレーブ中で SSRT 試験を行った。Fig. 6 は最大荷重 σ_F と負荷変位速度の関係を示したもので、図に見られるように、母材、溶接金属共に一部を除いてステップクール処理材の方が As-PWHT 処理材よりも、最大応力が僅かに減少している。溶接金属では変位速度の影響は見られないが、母材では変位速度が 10^{-3} mm/min 付近において最大応力が $10\sim 20\%$ 低下しており、強度に負荷速度依存性が認められる。なお、 288°C の高温水中で引張り試験を行って求めた各試験片の引張り強さ σ_B を用いて、最大応力を除いて正規化した場合においても傾向は Fig. 6 の結果とほぼ同様である。この場合、溶接金属では熱処理によらず σ_F/σ_B は約 1 であって、SCC に不敏感となっている。母材と溶接金属の σ_F を比較すると、 10^{-3} mm/min を除いて母材の方が高い値となっているが、これは材料の静的強度を反映しているためと思われる。なお、 10^{-3} mm/min において傾向が逆転するのは、後述するように、母材では起点近傍が脆性破壊するためと思われる。

5. 考 察

熱処理によりどの程度時効が起こるかを評価する一つの方法として、クリープ破断寿命の推定に用いられている Larson Miller パラメータを拡張した時効パラメータ TP が提案されている¹⁴⁾。

$$TP = T\{10 + \log(t)\} \times 10^{-3} \quad (4)$$

ここで、 T は絶対温度で表した加熱温度、 t は保持時間である。

米国の原子力発電プラントは使用寿命を 40 年と規定されていた¹⁵⁾ が、A533B 鋼が 288°C で 40 年間使用されたと仮定して式 (4) を用いて TP を求めると 8.72 となる。一方、本実験で採用したステップクール処理について、保持期間を加算することにより TP を算出すると、9.55 となるので、実験に供した試験片は十分な時効が施されたと考えられる。

Fig. 4 に示したように、ステップクール処理を施すことにより、母材と溶接継手のいずれにおいても遷移温度が約 32°C 上昇した。両材料の遷移温度を比較すると、母材の方がかなり高い。これは両材料の化学成分に起因していると考えられる。すなわち、焼き戻し脆化感受性の尺度となる脆化パラメータ J は母材が 525 であるのに対して、溶接継手では 328 となっており、母材の方が脆化しやすいことがわかる。圧力容器鋼の熱脆化機構として、炭化物の析出、凝集、粗大化や P, Sn 等の脆化元素の偏析が考えられ

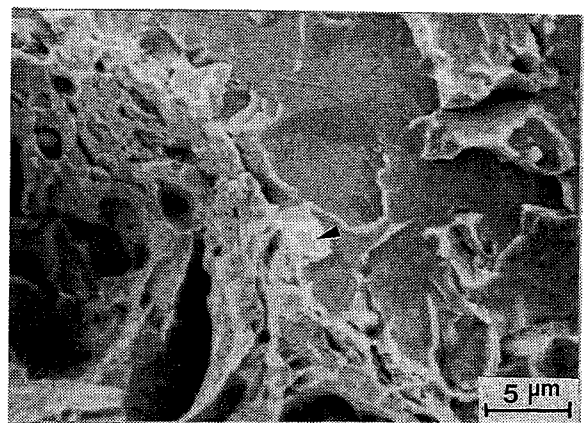


Photo. 2 Fractograph showing quasi-cleavage of step cooled base metal. Arrow indicates location of Auger analysis.
ステップクールした母材の擬劈開のフラクトグラフ、矢印はオージェ分析位置を示す

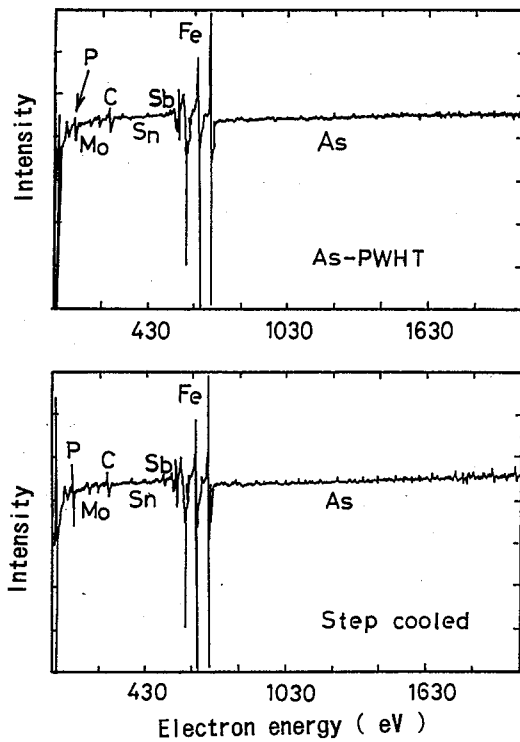


Fig. 7 Auger analysis of base metal.
母材のオージェ分析結果

る。そこで、衝撃試験後の破面についてオージェ分析を行い検討した。Photo. 2 にオージェ分析を行った箇所の破面を、Fig. 7 に分析結果を示す。Fig. 7 の分析結果から明らかのように、粒界への P の偏析および炭化物の析出が認められる。分析結果を基に Fe と P のオージェピーク高さの強度比 I_P/I_{Fe} を求めたところ、As-PWHT の母材では 0.081、ステップクール処理を施した母材では I_P/I_{Fe} が 0.205、5% の塑性予歪を与えた後ステップクールした場合には 0.166 であって、As-PWHT 母材の I_P/I_{Fe} よりも高い。このため、熱あるいは歪時効を与えたときには粒界に P が析出するために粒界強度が低下し、遷移温度が上昇すると考えられる。なお、As-PWHT の溶接金属では 0.007 であって、脆化に顕著に影響する P の析出量が母材の方が多し。したがって、前記した母材の溶接金属の脆化パラメータの差異のみならず、オージェ分析結果からも母材の遷移温度が溶接金属のそれよりも増加することが理解できる。

Fig. 5 に示したように、ステップクールの影響は母材、溶接金属のいずれの da/dN にも影響せず、しかも R が等しい場合には、両材の da/dN が全 ΔK

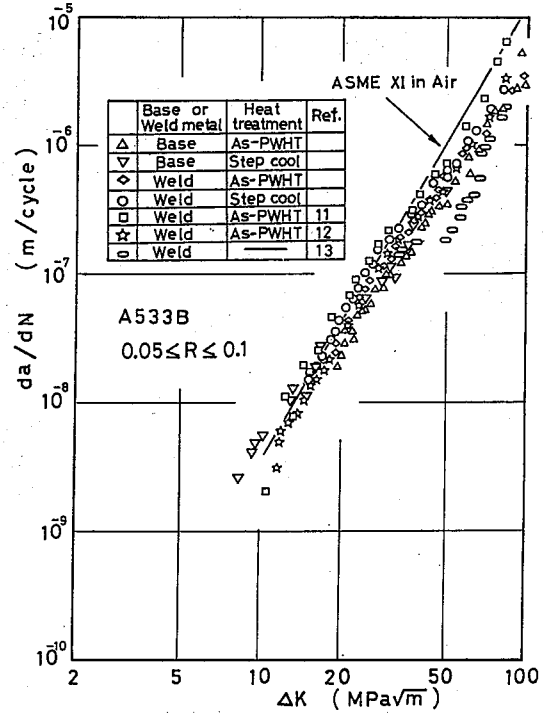


Fig. 8 Effect of heat treatment on da/dN of base metal and weld metal.
母材と溶接金属の da/dN に及ぼす熱処理の影響

域ではほぼ一致していた。このような挙動に一般性があるかどうかを検討するために、これまでに報告されている A533B 鋼溶接継手のデータ^{11)~13)} との比較を試みた。この場合 R は 0.05~0.1、 $da/dN > 10^{-8}$ m/cycle の範囲を対象にした。Fig. 8 はその結果を示したもので、Johnston¹³⁾ のデータが若干低くプロットされるが、それらを除いた各データは比較的狭い散布帯中に表示され、しかもそれらは母材のデータとも概略一致している。この比較から、溶接棒の化学成分、入熱量、層数等の溶接条件並びに熱時効条件が異なる場合においても da/dN はほぼ一致しており、さらに母材のデータともほぼ等しいことから、熱時効は A533B 鋼の母材と溶接部の da/dN に殆ど影響しないと結論される。なお、Fig. 8 中の実線は、ASME Sec. XI で提案しているフェライト鋼の室温大気中の da/dN を示したものである。

ステップクールは結晶粒界に P 等の不純物を析出させる脆化再現法であるが、疲労き裂の場合、低 ΔK 域を除いてき裂は粒内を伝播するために、ステップクールの影響が da/dN に反映されないと考えられる。

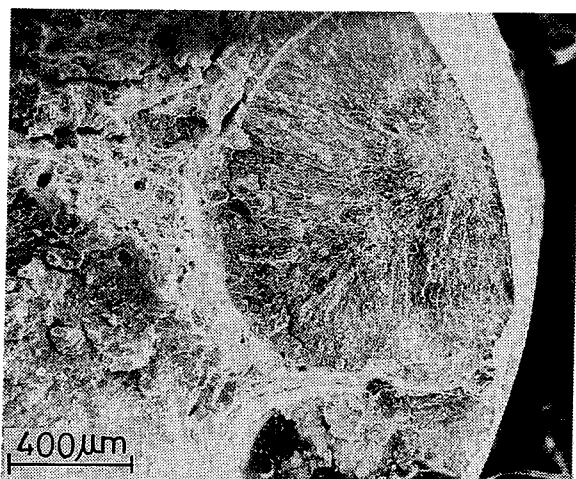


Photo. 3 Fracture surface of SSRT of base metal.
母材の SSRT の破面

SSRT 試験片の破面観察の結果、試験片表面の円周に沿う幾つかの位置を起点として延性的に破壊している場合が多かった。しかし、 10^{-3} mm/min で試験した母材では、円周上の一箇所から半楕円状に脆性き裂が進展後、延性き裂に遷移して最終破壊に至っていた。起点から半楕円状に脆性き裂が発生した母材の SSRT 波面を Photo. 3 に示す。庄司ら⁷⁾ は硫黄含有量を変えた A533B 鋼を用いて軽水炉模擬環境下で SSRT 試験を行い、割れは硫化マンガン (MnS) に沿って発生・進展することを示すと同時に、割れ感受性は硫黄含有量に依存することを明らかにしている。本実験に用いた母材の硫黄の含有量は庄司らの使用した中硫黄材 (0.014%) に近いことから、硫黄あるいは硫黄介在物が起点となって脆性破壊が発生しているかどうかを調べるために、脆性破面の起点近傍について走査電子顕微鏡観察を行った。その結果、 $20\sim 50\mu\text{m}$ の大きめのボイドが見られたが、MnS や他の介在物は認められなかった。しかし、破壊時に抜け落ちた可能性も考えられる。母材の負荷速度依存性は脆性破面の出現と関連していると思われるが、庄司ら⁷⁾ が示すように、割れ臨界電位が材料や環境に殆ど影響しないのであれば、 10^{-3} mm/min 以外においても破面形態に差異が生じないものと思われる。今後母材の負荷速度依存性について、割れ臨界電位の測定や起点となる介在物の同定等を行って明らかにする必要がある。

6. 結 論

1970 年以前のわが国の圧力容器鋼を模擬した A533 B 鋼並びにそれをサブマージ溶接した継手を準備し、ステップクール処理を行った後、引張り、破壊靱性、シャルピー、疲労き裂伝播、SSRT 試験並びに破面観察、オージェ分析を行い、熱時効の影響を調べた。結果は、以下のように要約される。

1. ステップクール処理を施した A533B の引張り、破壊靱性、疲労き裂伝播の各特性には熱時効の影響は殆ど認められない。
2. ステップクール処理は、A533B 鋼の母材および溶接継手の 41J 遷移温度を約 32°C 上昇させる。なお、母材と溶接継手では脆化パラメータを反映して、母材の方が遷移温度が高い。
3. エネルギー遷移温度の上昇は、粒界への P の偏析および炭化物の析出と関係している。
4. 予荷重負荷後のステップクール処理を施した場合には、単にステップクール処理した時よりも、一層遷移温度が上昇する。
5. SSRT 試験においてもステップクールの影響は、母材と溶接金属の SCC 特性にあまり反映されていない。しかし、母材では 10^{-3} mm/min において変位速度依存性が見られ、最大応力が $10\sim 20\%$ 低下している。この低下は、起点近傍の脆性破面の出現と関連している。
6. 熱時効を受けた圧力容器鋼の劣化を評価するためには、オージェ分析を行うか、シャルピー衝撃試験による遷移温度の変化を調べる必要がある。

(平成 6 年 4 月 28 日受理)

参 考 文 献

- 1) Spiewak, I. and Livingston, R.S., Nuclear Sci. and Enging., 90 (1985), 90~97.
- 2) Hawthorne, J.R., Koziol, J.J. and Groeschel, R.C., ASTM STP 570, (1975), 83~102.
- 3) Hawthorne, J.R., Watson, H.E. and Loss, F.J., ASTM STP 725, (1981), 63~75.
- 4) Druce, S.G., Jordan, G.R. and Hudson, J.A., Trans. 8th Int. Conf. on Structural Mechanics in Reactor TEchnology, Brussels, Vol. F2 (1985), 401~408.
- 5) Druce, S.G., Gage, G. and Jordan, G.R.,

- Acta Metall., 34-4(1986), 641~653.
- 6) Nakajima, H., Nakajima, N. and Kondo, T., OECD Nuclear Energy Agency Symp. on Plant Life Extension, Paris, Feb. (1987), 81~93.
 - 7) 庄司, 相沢, 高橋, 日本機械学会論文集, 54-502, A (1988), 1251~1256.
 - 8) Gould G.C., ASTM STP 407, (1968), 59~73.
 - 9) Nuclear Regulation Commission, NRC 10 CFR 50 Appendix G., Part 50.61, Regulatory Guide 1.99 (1983).
 - 10) 日本機械学会基準, “弾塑性破靱性 J_{IC} 試験方法”, (1981), 51~63, 日本機械学会.
 - 11) Kobayashi, H., Nakamura, H. and Nakazawa, H., 4th Inter. Conf. Pressure Vessel Tech., (1980), 251~257.
 - 12) 橋内, 材料, 32 (1983), 1376~1382.
 - 13) Jhonston, G.O., ASTM STP 798 (1983), 42~66.
 - 14) Pelli, R. and Forsten J., The IAEA Specialists' Meeting on “Load and Time Dependent Material Performance Other Than Irradiation”, Budapest, (1986).
 - 15) 庄司, 日本機械学会誌, 94~866, (1991), 52~58.