

© 1991 ISIJ

//////////
論 文
 //////////

原子炉用压力容器板厚方向靱性勾配材の 製造と材料特性

福田 隆*・楠橋幹雄*・鈴木公明*²・佐藤正信*³
 浦部吉雄*⁴・佐納次郎*⁵・川上辰男*⁶・三島良績*⁷

A Manufacture and Characteristics of the Heavy Section Steel Test Plate with Mechanical Properties Gradient through Its Thickness

Takashi FUKUDA, Mikio KUSUHASHI, Komei SUZUKI, Masanobu SATO,
 Yoshio URABE, Jiro SANO, Tatsuo KAWAKAMI and Yoshitsugu MISHIMA

Synopsis :

Nuclear Reactor Pressure Vessel (RPV) suffers the neutron irradiation during operation, which results in preferential decrease of toughness in the internal side of RPV and generation of mechanical properties gradient through its wall thickness. It is expected that even if a crack initiates at the internal surface of such a RPV with gradient toughness under a hypothetical thermal transient, crack propagation will be arrested in the external portion of RPV where the higher toughness is maintained.

In order to evaluate the crack arrest characteristics of RPV in laboratory scale, a steel plate with toughness gradient is needed. A 190 mm thick laminated steel plate has been successfully manufactured by hot roll bonding. As the results of mechanical tests on such a steel plate specimen, it is found that this three layer steel plate, can be regarded as a single integral material with toughness gradient through thickness and can be utilized satisfactorily as a testing material for evaluating crack arrest characteristics of RPV. It is also confirmed through the fracture test of this laminated steel plate that a running brittle crack is to be arrested at the layer with higher toughness.

Key words : nuclear reactor pressure vessel ; laminated steel plate ; toughness gradient material ; hot roll bonding ; fracture toughness ; crack arrest characteristics.

1. 緒 言

原子炉压力容器は中性子照射によって靱性が低下する。この中性子照射量 (n/cm^2) は、炉壁中での吸収による減衰のため板厚方向においては炉心に近い内側領域ほど高くなる。したがって、中性子照射を受けた材料は炉壁の厚さ方向において靱性の勾配が生ずることになる。このため中性子照射による靱性低下の最も大きい炉壁内面に小さなき裂を仮定し、これを起点に脆性破壊が発生して板厚方向に伝播したとしても、照射による靱性低下がさほど進行していない炉壁外側領域では、き裂伝

播の停止することが期待される。

これを実験的に調べるには、板厚方向に靱性の勾配を有する試験体が必要となる。著者らは、靱性の異なる3種類の鋼板を、圧延によって圧着させることにより一体の鋼板で、厚さ方向に靱性の勾配を持つ3層鋼板の試験材を作ることを考案し、その製作に成功した。この材料を用いて炉壁内面領域に相当する低靱性部の表面に疲労き裂を付与し、ここから脆性き裂を発生させた場合、中靱性あるいは高靱性の層でこのき裂の伝播が停止するかどうかを確認する実験を行った。実験の結果、板厚方向に伝播した脆性き裂が、靱性の高い2層目で停止するこ

平成2年4月本会講演大会にて発表 平成2年6月7日受付 (Received June 7, 1990)

* (株)日本製鋼所室蘭研究所 (Muroran Research Laboratory, The Japan Steel Works Ltd., 4 Chatsumachi Muroran 051)

*² (株)日本製鋼所室蘭製作所 (Muroran Prant, The Japan Steel Works Ltd.)

*³ 三菱重工業(株)高砂研究所 (Takasago Research & Development Center, Mitsubishi Heavy Industries, Ltd.)

*⁴ 三菱重工業(株)高砂研究所 工博 (Takasago Research & Development Center, Mitsubishi Heavy Industries, Ltd.)

*⁵ 三菱重工業(株)神戸造船所 (Kobe Shipyard & Machinery Works, Mitsubishi Heavy Industries, Ltd.)

*⁶ (財)発電設備技術検査協会試験研究事業本部 (Research & Investigation Department, Japan Power and Inspection Corporation)

*⁷ 東京大学名誉教授 工博 (Professor Emeritus, The University of Tokyo)

とを確認した。

本論文では、この板厚方向靱性勾配材の製造方法と材料特性について述べる。

2. 目標仕様の選定と試験方法

2.1 目標材料仕様

板厚方向靱性勾配材には、原子炉压力容器炉心領域の予測供用期間末における板厚方向の靱性分布相当の靱性勾配を、3段の階段状に付与することを目標として仕様を検討した。

原子炉压力容器材料の照射前および照射後の破壊靱性の温度依存性は(1)式¹⁾で表示でき、(1)式中の X の値は破壊靱性-温度遷移曲線の温度に対する変移量の指標となる。

$$K_{IC} = 20.2 + 129.9 \exp \{0.0161(T - X)\} \quad \cdots (1)$$

ここで、 K_{IC} : 破壊靱性 ($\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$)

T : 温度 ($^{\circ}\text{C}$) X : 定数 ($^{\circ}\text{C}$)

中性子照射量による X の変化 ΔT_{KIC} は、(2)式²⁾で予測することができる。したがって、照射後の X 、すなわち X_C は(3)式から求まる。

$$\Delta T_{KIC} = (C.F.)f^{0.27} \quad \cdots (2)$$

$$X_C = X_0 + \Delta T_{KIC} \quad \cdots (3)$$

ここで、 ΔT_{KIC} : 破壊靱性曲線の高温側へのシフト量 ($^{\circ}\text{C}$)

$C.F.$: P, Cu, Niの含有量 (wt%) によって求まる成分係数 (Chemical Factor)

$$= -16 + 1230P + 215\text{Cu} + 76\sqrt{\text{Cu}\cdot\text{Ni}}$$

f : 中性子照射量 ($\times 10^{19} \text{ n/cm}^2$, E (中性子のエネルギー) $> 1 \text{ MeV}$)

X_C : 照射後破壊靱性曲線の X ((1)式の X)

X_0 : 照射前破壊靱性曲線の X ((1)式の X)

Fig. 1 に照射前後の K_{IC} 遷移曲線の対比を示す。

原子炉压力容器の予測供用期間末の中性子照射量の参照値を $6 \times 10^{19} \text{ n/cm}^2$ ($E > 1 \text{ MeV}$) とし、 $C.F.$ として 55.3, X_0 として -3°C とした場合、炉壁内表面の X_C は 87°C となる。

原子炉压力容器炉心領域の中性子照射量は炉壁肉厚方向で分布を有し、分布量は NRC R. G. 1.99 ReV. 2 の(4)式で表すことができ、(4)式と(3)式から炉壁内の X_C が求まる。

$$f = f_0 \exp \{-0.24 d/25.4\} \quad \cdots (4)$$

ここで、 f : 炉壁板厚方向位置 d (mm) での中性子照射量 ($\times 10^{19} \text{ n/cm}^2$, $E > 1 \text{ MeV}$)

f_0 : 内表面での中性子照射量

($\times 10^{19} \text{ n/cm}^2$, $E > 1 \text{ MeV}$)

予測供用期間末の f_0 , $C.F.$ ならびに X_0 に上述の値を用いれば(2)式、(3)式および(4)式から炉壁内位置における X_C が求まる。この X_C の分布を Fig. 2 に示す。

板厚方向靱性勾配材の破壊靱性の勾配を、Fig. 2 の値を目標として検討した結果、板厚方向靱性勾配材は破壊靱性の異なる3層で構成することとした。この場合、 X_C が 87°C では、設計上想定される異常事象に対しても脆性き裂は発生しないことが破壊力学評価上予測されている³⁾。したがって、Fig. 2 中に示すように、内表面の低靱性側は脆性き裂が発生しやすいように $X_C = 200^{\circ}\text{C}$ (低靱性材、第1層)とし、内表面 30 mm から 120 mm までは $X_C = 87^{\circ}\text{C}$ (中靱性材、第2層) 120 mm から外表面までは $X_C = 63^{\circ}\text{C}$ 以下 (高靱性材、第3層) とした。

次に、降伏強さは中性子照射により増加するとされるが、G. R. ODETTE により提案されている中性子照射による 0.2% 歪み降伏強さ、 σ_y の変化量は(5)式⁴⁾で表さ

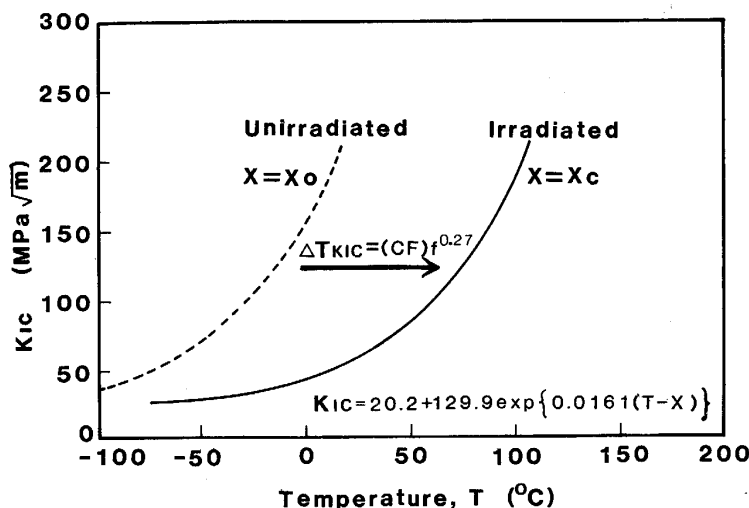


Fig. 1. Predicted fracture toughness after irradiation.

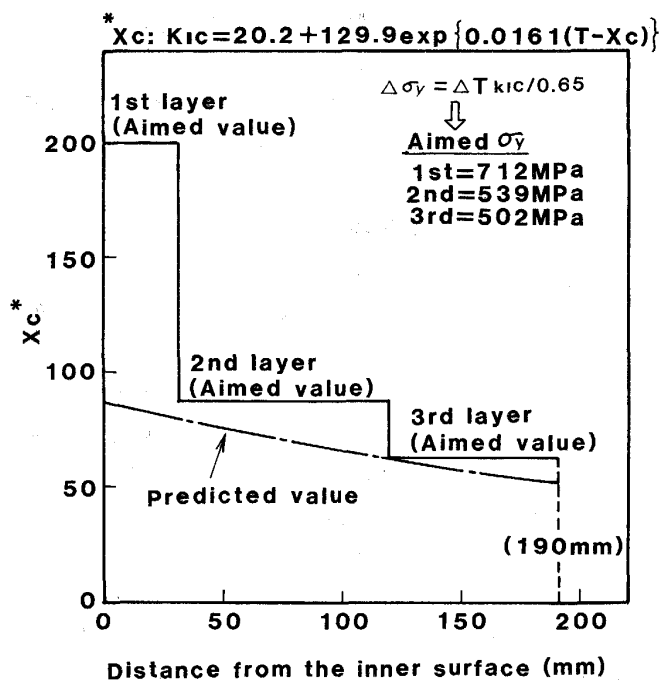


Fig. 2. Aimed fracture toughness value and yield strength of the laminated steel plate.

れる。

$$\Delta\sigma_y = \Delta vTr30/0.65 \div \Delta T_{KIC}/0.65 \quad \dots\dots\dots (5)$$

ここで、 $\Delta\sigma_y$: 中性子照射による σ_y の上昇量 (MPa)

$\Delta vTr30$: シャルピー遷移温度上でシャルピー吸収エネルギー 30ft-lb を示す温度、 $vTr30$ の中性子照射による変化量 ($^{\circ}\text{C}$) $\div \Delta T_{KIC}$

照射前の A533 Gr. B Cl. 1 の σ_y を 400 MPa として、(5)式から 1 層目 = 712 MPa、2 層目 = 539 MPa ならびに 3 層目 = 502 MPa となり、これらを目標値として Fig. 2 に示した。

2.2 試験方法

設定した目標の X_c ならびに σ_y にもとづき、各層の化学成分、圧延圧着条件ならびに熱処理条件の選定試験を行った。ここで、 X_c については、 X_c とシャルピー

衝撃試験による $FATT$ がほぼ直線関係にあることが分かったので、 X_c の代用目標値として $FATT$ を採用した。

化学成分の選定は、昭和 42 年から 56 年までに製造された板厚 150~170 mm の A533 Gr. B Cl. 1 鋼板の $1/4 \times (\text{板厚})$ 部および A533 Gr. B Cl. 1 の化学成分範囲内で合金添加量を変化させた 50 kg 鋼塊による試験鋼板、計 112 点の機械的性質と化学成分の関係を重回帰分析し、供試材の概略の化学成分を決定した。圧延による接合試験は、厚さ 30 mm、幅 120 mm および長さ 120 mm の A533 Gr. B Cl. 1 鋼板 2 枚を重ね合わせ、 1200°C に加熱後、胴長 300 mm、胴径 300 mm ϕ のロールを有する試験圧延機を用いて行った。接合面は圧延前あらかじめ #240 エメリー紙で研磨後 (粗度 $R_{max} = 2.1 \mu\text{m}$) 脱脂した。また、圧延時接合界面部は真空排気できる構造になっており、 10^{-1} Torr と大気中との 2 種類の条件で圧延を行った。圧延圧着後、接合部の界面性状ならびに接合強度を調査し、適正圧延条件を選定した。次に、3 層試験材の適正熱処理の選定ならびに各層が目標の機械的性質を達成できるかを確認する目的で熱処理試験を行った。190 mm 厚さの 3 層試験材が熱処理を受けた場合の各層の焼ならしおよび水焼入れ時の冷却速度を、各層と同じ化学成分を有する単一材の厚さ 22 mm、幅 125 mm および長さ 180 mm の試験板に与えた後、種々の焼もどし処理を行った。この試験板を引張試験ならびにシャルピー衝撃試験に供した。

これらの予備試験結果にもとづき、厚さ 190 mm (1 層目 = 30、2 層目 = 90、3 層目 = 70 mm)、幅 3600 mm および長さ 4400 mm の 3 層材を圧延圧着方式により製造した。この 3 層材の 1 層目板厚中心、2 層目の 1 層目との境界ならびに 3 層目の 2 層目との境界から引張り、シャルピー衝撃、落重、静的破壊靱性 (K_{IC} : 1TCT 試験片)、動的破壊靱性 (K_{Id} : 1TCT 試験片) およびき裂停止破壊靱性 (K_{Ia} : 2" 厚さの CCA/MRL 試験片) 試

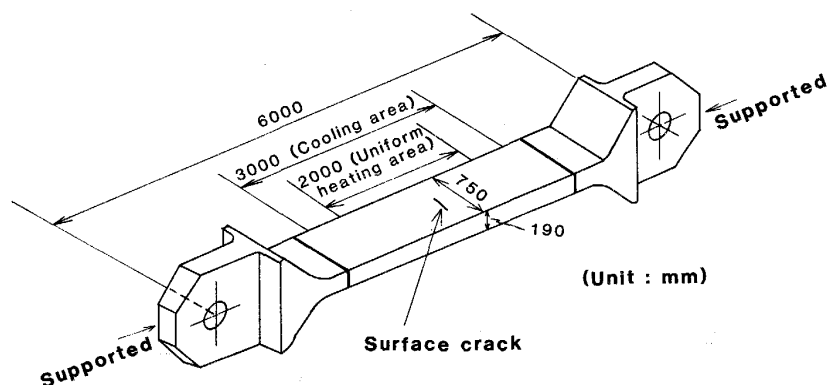


Fig. 3. Crack arrest test specimen.

験用の試験片を T-L 方向に採取し、各層の機械的性質を確認後、Fig. 3 に示した試験材を製作した。この試験材の寸法は幅 750 mm、長さ 3 300 mm および厚さ 190 mm で、1 層目表面中央に深さ 16.9、長さ 119.9 mm の疲労ノッチを挿入した。この試験材を用いて、1 層目側に RPV 運転温度近傍からの急冷による熱応力と機械的な負荷応力を与え、脆性き裂を発生させた。

3. 試験結果ならびに考察

3.1 製造に関する基礎試験結果

上述の目標材料仕様にもとづき、製造方法を検討した。

3.1.1 適正化学成分および熱処理法の選定

適正化学成分の選定にあたり、A533 Gr. B Cl. 1 鋼の機械的性質に及ぼす化学成分の影響を調査した。板厚 150~170 mm の 1/4 × (板厚) 部の製品の材料試験で得られた引張強さ、降伏強さ、シャルピー衝撃試験から求めた *FATT* ならびに上部棚吸収エネルギーと化学成分の関係を調査した。一例として *FATT* と化学成分の関係を重回帰分析した結果を (6) 式に示す。(6) の重回帰式は、結晶粒度および焼もどし温度の影響をも受けるが、本式はこれらを省いて示しているため、*FATT* と合金添加量の関係は定性的なものになる。

$$\begin{aligned} FATT(^{\circ}C) = & -80.6 + 266.6 \times (\%C) + 61.3 \\ & \times (\%Si) - 50.2 \times (\%Mn) + 703.9 \times (\%S) - 33.0 \\ & \times (\%Cr) + 131.1 \times (\%Mo) - 1394.0 \times (\%N) \\ & + 803.6 \times (\%Sn) + 392.8 \times (\%Ti) - 400.6 \times (\%Nb) \\ & \cdots \text{重回帰係数: } 0.908 \cdots \cdots (6) \end{aligned}$$

同様に、これらの試験鋼板についてのデータから、S 含有量とシャルピー試験の上部棚吸収エネルギーとの関係を抽出し、整理したのが Fig. 4 である。すなわち上部棚吸収エネルギーは、S 含有量の増加にともない著しく低下することが分かる。1 層目は極めて低靱性にもかかわらず、設計上想定される異常事象を想定した破壊試験時に、1 層目から延性き裂が発生することを防止するには、比較的高い上部棚吸収エネルギーが必要である。この相反する性質を達成するには、S 添加量の微量制御が重要となる。これら重回帰分析結果ならびに従来の低合金鋼の添加元素の影響に関する知見⁵⁾を参考にし、Table 1 に示すような概略の目標組成範囲を決定した。

Table 1 の 3 層材各層の目標化学成分を有する 50 kg 試験鋼塊を用いて熱処理実験を行った。A533 Gr. B Cl. 1 鋼が Al 含有量約 0.01 wt% 以下の場合、950°C 以上で著しく結晶粒が粗大化し、靱性が低下する⁶⁾ことを利用し、水焼入れ時の加熱温度を 980°C とした。980°C から水焼入れ後、種々の焼もどし条件で得られた各層相当材の 0.2% 降伏強さと *FATT* の関係を調査したところ、*FATT* に及ぼす降伏強さの影響が極めて大きいことが分かった。したがって、焼もどし条件の調整により降伏強さを変化させ、目標の *FATT* に近づけることは可能であるが、1 層目ならびに 2 層目の目標値が極めて低靱性であるため、目標の降伏強さに見合った焼もどし温度を選定しても、*FATT* が目標より低くなる。このため降伏強さを変化させず *FATT* のみを上昇させることが可能かどうかを調べる目的で焼もどし脆化処理試験を行った。焼もどし温度ならびにそこからの冷却速度を種々に変化させ、それらの降伏強度と *FATT* の関係を調査した。一例として焼もどし脆化試験における第 2 層

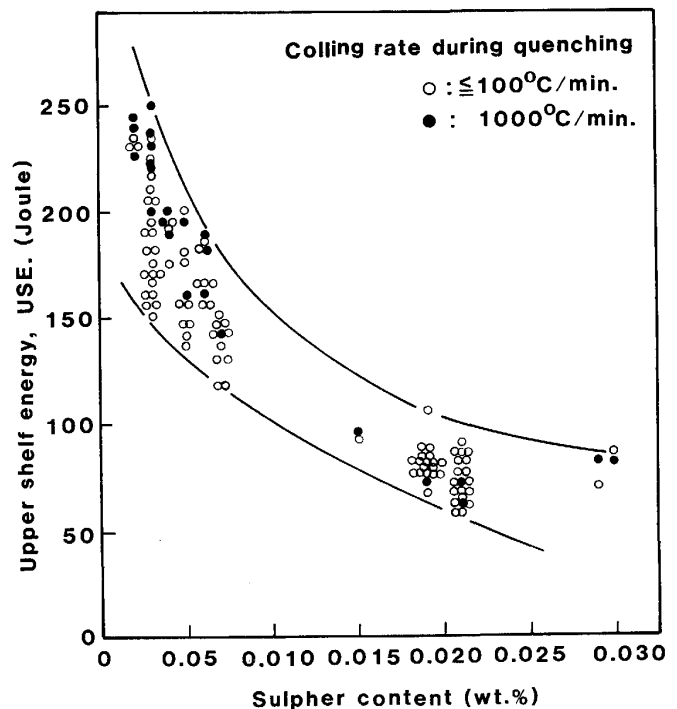


Fig. 4. Relationship between upper shelf energy and sulphur content of A533 Gr. B Cl. 1 steels (Transverse to rolling direction).

Table 1. Aimed range of chemical compositions for the laminated steel plate.

Layer	Chemical composition (wt%)									
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Al	Sn
1st	0.24/0.27	0.50/0.75	1.40/1.60	0.05/0.08	0.004/0.007	0.50/0.60	0.75/0.85	0.05/0.20	0.007/0.011	0.02/0.04
2nd	0.21/0.24	0.30/0.50	1.40/1.60	0.02/0.04	0.002/0.004	0.30/0.55	0.01/0.07	0.40/0.60	0.002/0.008	<0.005
3rd	0.16/0.20	0.10/0.20	1.40/1.60	<0.003	<0.002	0.65/0.80	0.10/0.30	0.40/0.60	0.015/0.023	<0.005

目相当材の降伏強度と *FATT* の関係を Fig. 5 に示す。焼もどし温度からのいずれの冷却速度においても、*FATT* に対して降伏強度は大きな影響を及ぼすが、同一の降伏強度においては冷却速度を小さくすることにより *FATT* は上昇する。すなわち、降伏強度は焼もどし温度とその保持時間によってほぼ決定され、その後の冷却速度の違いにより *FATT* が変化することが分かった。基本的ミクロ組織が同一であることもあって、本試験範囲内では、降伏強さが変化しても、焼もどし脆化感受性（焼もどし後 100°C/h と 10°C/h あるいはステップクーリング時との *FATT* の差）はほとんど同じである。1 層目相当材は、さらに大きい脆化感受性を示した。これによって、1 層目あるいは 2 層目材は降伏強さを上げずに、焼もどし時の冷却速度を小さくすることにより、*FATT* のみを上昇させることが可能であることが分かった。3 層目は、目標の機械的性質に大きな裕度があるため、1 層目と 2 層目に合わせた熱処理を行えば 3 層目は十分目標が達成されることが分かった。以上の結果から、3 層鋼板の熱処理として、焼ならしおよび焼もどしを行い 980°C から水焼入れ後、620~640°C で焼きもどし、焼もどし時の冷却は 10~50°C/h の徐冷を採用す

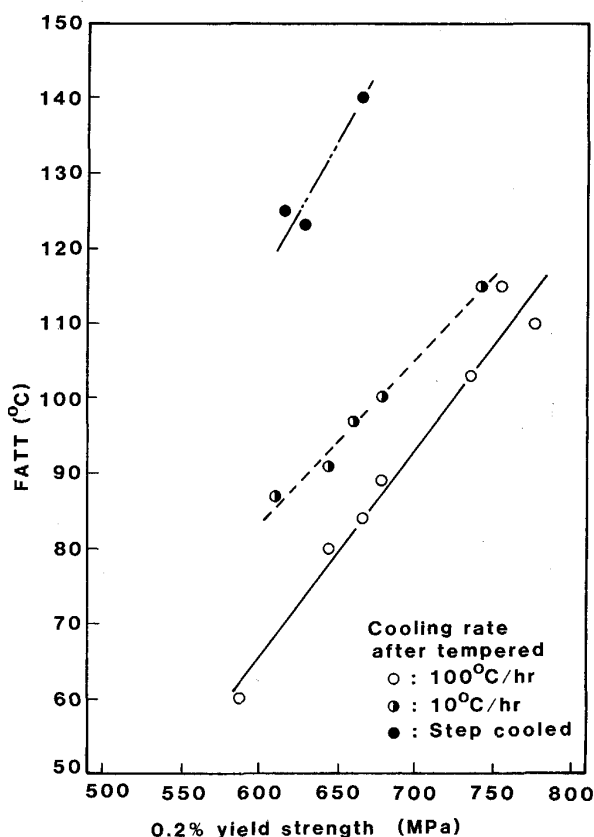


Fig. 5. Relationship between *FATT* and 0.2% yield strength of second layer.

ることとした。

3.1.2 圧延条件の選定と予備 3 層鋼板の試作

A533 Gr. B Cl. 1 鋼 1 層目相当材同士を、 1×10^{-2} Torr の減圧下、1200°C で圧下量の小さい拡散接合（圧下量 = 0.1%）を行ったところ、平滑に接合界面が研磨されたにもかかわらず、界面の微小な凹凸によって生じるボイドが観察され、さらに減圧下の接合にもかかわらず、残留酸素あるいは吸着水等の発生により酸化を受け、未接合部と接合部境界近傍で Si や Mn の酸化物の生成が認められた。3 層鋼板の肉厚は大きいため、圧延時接合界面とロール面との距離が極めて長くなる。そのため、接合界面での圧下歪みが小さくなり、この試験で示したような 3 層材の圧延接合は拡散接合に近い条件になると考えられる。著者らは、この酸化物とボイドの総和から計算される接合率（400 倍の顕微鏡視野において、単位長さの接合界面に占める酸化物とボイドのない界面の割合）が、接合界面の性状と強さを支配する重要なパラメーターであること、さらにこの接合率は、接合温度と圧下率を増大させることにより、上昇させることのできることを示した⁷⁾。

この知見にもとづき、完全な接合、接合率 = 100% をうるために、接合率と圧延条件の相関を調査した。Fig. 6 は加熱温度が 1200°C、1 パスあたりの圧下率が 9% の場合の 1 層目と 2 層目材の圧延圧着方式による総圧延比と接合率の関係を示したものである。大気中圧延の場合総圧延比約 3.7 で、減圧下の場合約 2.6 で、接

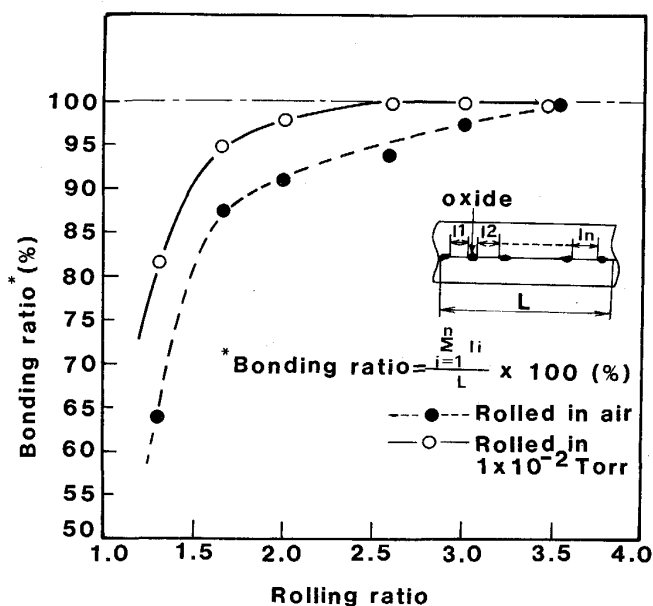


Fig. 6. Relationship between rolling reduction ratio and bonding ratio (Hot rolling of A533 Gr. B Cl. 1 steel at 1200°C).

合率が 100% になる。すなわち減圧下の方が、より低圧延比で完全接合が可能であることが分かる。この圧延比増大による接合率の上昇は、界面拡散増大のためボイドが消失すること、さらに酸化物がより安定な酸化物へ分解ならびに凝集することによると考えられる⁷⁾。さらにこのボイドならびに酸化物の消失は、一回目の圧延時の圧下率が大きく影響し、この圧下率が大きくなるとボイド等の消失が著しく促進されることが分かった。これらの予備試験結果から、3 層材の圧延圧着には接合界面を平滑かつ減圧状態に置き、圧延温度 1200°C、初期 1 パス圧下量 4% 以上、総圧延比 3.0 以上を確保する条件を採用することにした。

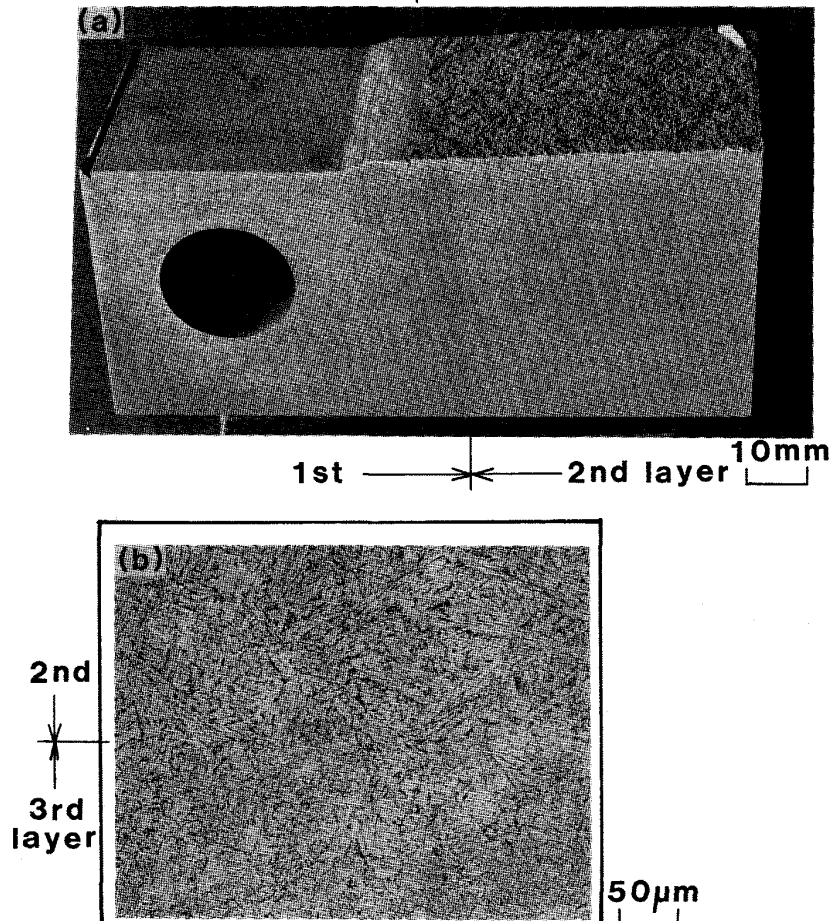
3・2 3 層鋼板の製造とその材料特性

前項で選定した適正製造条件を用いて、厚さ 190、幅 3 600 および長さ 4 400 mm の 3 層鋼板を製造した。各層の化学成分を Table 2 に示す。第 1 層目と第 2 層目は、強さの調整を主に C, Si, Mn および Mo で行い、低靱性化は Al 低減による結晶粒粗大化、P および Sn の増量による焼もどし脆化ならびに S 添加量の微量制御によって行おうとするものである。3 層材を製造後、詳細な超音波探傷試験にて、接合部の無欠陥を確認後、1 層目と 2 層目および 2 層目と 3 層目の境界部から 2TCT 試験片を採取し、肉厚方向へのき裂の進展性を調査した。Photo. 1 は 1 層目から 2 層目へき裂が進展した後の破断面ならびに 2 層目と 3 層目の境界のミクロ組

Table 2. Chemical composition of the laminated steel plate (Ladle analysis).

Layer	Chemical composition (wt%)									
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Al	Sn
1st	0.25	0.60	1.48	0.060	0.005	0.55	0.80	0.15	0.010	0.030
2nd	0.23	0.42	1.55	0.030	0.003	0.42	0.07	0.49	0.005	0.003
3rd	0.18	0.14	1.54	0.003	0.001	0.71	0.15	0.49	0.018	0.003

Fatigue pre-crack → Fracture surface



(a) Compact tension test specimen after fractured
(b) Microstructure of bonded zone
Photo. 1. Optical microstructure of bonded zone and compact tension test specimen after fracture.

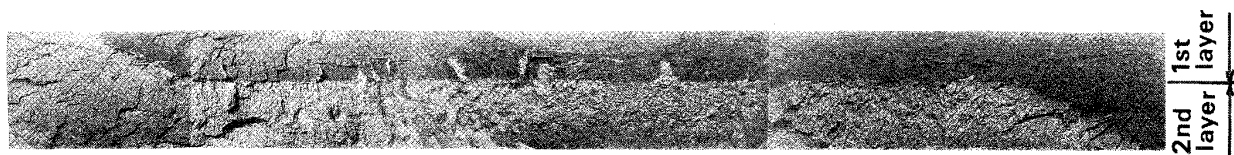


Photo. 2. Fractured surface of crack arrest test specimen.

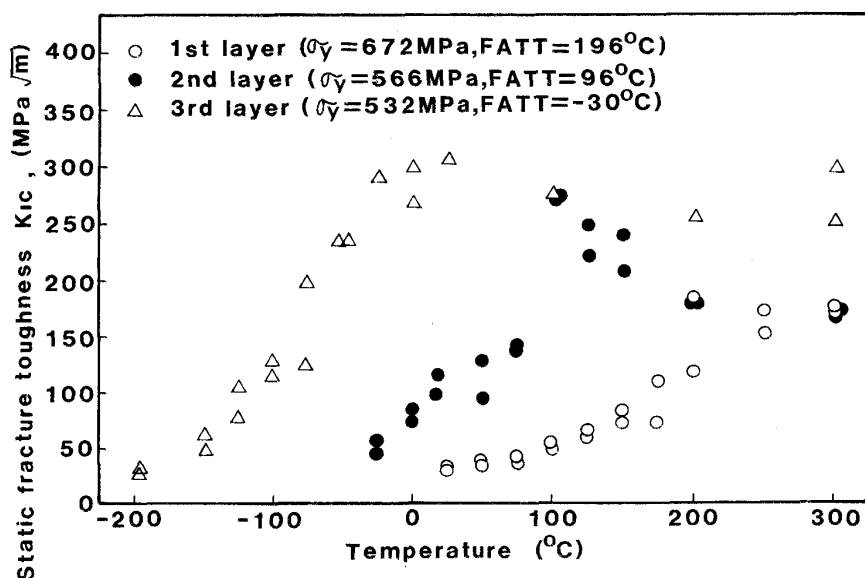


Fig. 7. Static fracture toughness and yield strength of laminated steel plate.

織を示したものである。2層目と3層目の境界は、ロール接触面から遠く離れており、接合は通常極めて難しい。しかし接合境界部にはボイドあるいは酸化物は全く認められず、界面から新たな再結晶粒が観察され、完全な接合のなされていることが分かる。これらの点から、接合部での残留応力の不均一性は無いと考えられ、接合界面でのき裂進展の折れ曲がりあるいは界面方向へのはく離の発生は Photo. 2 に見られるように全く観察されなかった。

この3層材の各層から試験片を採取し、各層の機械的性質を調査した。3層試験材板厚方向断面の硬度分布を調査したところ、各層の境界部で硬さの段差は無く、なめらかな硬さ変化を示していた。これは熱間圧延時あるいは熱処理時に C, Mo 等の相互拡散が境界面を通して行われたことによると考えられる。Fig. 7 には各層の K_{IC} , σ_y ならびに FATT の分布を示す。ほぼ目標通りの σ_y が得られており、また、FATT と K_{IC} 遷移温度とはほぼ比例関係にあることが分かる。1層目の場合、 K_{IC} (Upper shelf) が十分に高いので、試験時の1層目からの延性き裂の発生は防止できると予測される。

各層の K_{IC} , K_{Id} ならびに K_{Ia} の下限値を包絡する遷移曲線を(1)式を用いて求めた。それらの結果をまとめ

て Fig. 8 に示す。 K_{IC} の下限包絡遷移曲線から X_C を求めると、1層目は $X_C = 230^{\circ}\text{C}$ 、2層目は $X_C = 85^{\circ}\text{C}$ 、3層目は $X_C = -21^{\circ}\text{C}$ となり、各層ともほぼ目標通りの破壊靱性値が得られている。いずれの層でも K_{Id} ならびに K_{Ia} はほぼ同一の値を示している。Upper shelf 領域における K_{Id} および K_{Ia} の値は K_{IC} のそれより高くなっているが、これは動的降伏強さが静的降伏強さより高くなるのが一因と考えられる。また遷移領域においては、 K_{Id} ならびに K_{Ia} 曲線は K_{IC} 曲線より高温側に移行しており、その傾向は降伏強さが低く、靱性レベルが高いほどその移行量は大きくなっている。したがって、1層目よりは2層目、2層目よりは3層目のほうがき裂伝播停止性能が大きくなると同時に、いったん停止したき裂の再発生の可能性は小さくなっていくと考えられる。

製造した3層試験材を用いて、原子炉压力容器の設計上想定される異常事象を模擬した応力負荷試験を行った。すなわち、1層目表面中央の深さ 16.9 mm に異常時に発生すると想定される熱応力と抱束曲げ応力に相当する応力拡大係数 K_I を与えた。試験材が 265°C になった時点で1層目側を急冷して熱応力を与え、さらに機械的な曲げ応力を負荷し、所要の K_I を再現した。温度低

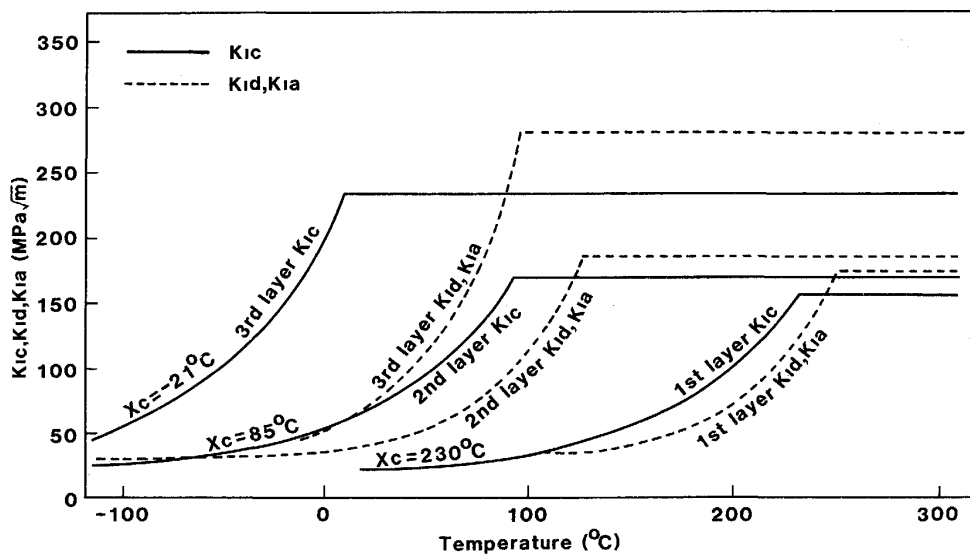


Fig. 8. Lower bound fracture toughness transition curves of laminated steel plate.

下につれて K_I が増すが、その増大途上で1層目から脆性き裂が発生した。Photo. 2はこの脆性き裂停止後、強制破断させた試験材の破面を示している。1層目の疲労ノッチ先端から発生した脆性き裂は1層目板厚方向を進展し、1層目より靱性の高い2層目との境界部で停止しているのが観察された。冷却途中のノッチ先端の熱ならびに曲げ応力による K_I を計算した結果、脆性き裂は K_I が Fig. 8 の1層目の K_{IC} と一致した時点で発生していた。2層目以降でのき裂の発生ならびに伝播は認められなかった。このように、き裂の発生ならびに停止挙動は Fig. 8 の各層の破壊靱性曲線から予想されるとおりのものであり、この靱性勾配材による試験は、今後も原子炉压力容器の特性評価に有効に利用できるものと考えられる。

4. 結 論

靱性勾配を有する厚さ 190 mm の3層鋼板を製造し、低靱性部の表面から脆性き裂を発生させた場合、中靱性あるいは高靱性の層でこのき裂が停止するかどうかを確認する実験を行った。得られた結果をまとめると下記のとおりである。

(1) 3層鋼板の接合部は、酸化物ならびにボイドが完全に消失し、界面から新たな再結晶粒が認められ、完全接合していた。

(2) 3層鋼板の1層目に疲労ノッチを挿入し破壊試験を実施したところ、負荷応力に直角にき裂が進展し、接合界面でのき裂進展の折れ曲がり、あるいは界面方向へのはく離の発生は認められなかった。これは、接合が完全であり接合部での残留応力の大きな変化がないことに

よると考えられる。

(3) 降伏強さならびに靱性の板厚方向分布は目標どおりのものが得られ、接合界面部では、合金元素の相互拡散により接合部での硬度のなだらかな変化が認められた。

(4) 製造された3層鋼板を用いて、1層目から脆性き裂を発生させたが、板厚方向に進展したき裂は靱性の高い2層目で停止した。これは板厚方向の靱性勾配から予想された結果であり、本3層鋼板は機械的性質の勾配を有する単一材料と見なされ、RPVの特性評価に有効に使用できることが確認された。

最後に本研究は通商産業省資源エネルギー庁の委託研究の一環として行われたものであり、御協力いただいた方々に深く感謝の意を表する。また、(株)日本製鋼所室蘭製作所原子力グループ 佐藤育男副参事、検査課 浅野敏男副主任、ならびに研究所 内山英二主任には研究の遂行および実施すべての面で多大な協力をいただき感謝の意を表する。

文 献

- 1) 発電設備技術検査協会年次報告, 平成1年原子力発電施設信頼性実証試験の現状 (1989)
- 2) S. ISHINO, T. KAWAKAMI, T. HIDAKA and M. SATOH: Nuclear Engineering and Design (1990) 119, p. 1
- 3) 発電設備技術検査協会年次報告, 平成2年原子力発電施設信頼性実証試験の現状 (1990)
- 4) G. R. ODETTE, P. M. LOMBROZO and R. A. WULLAERT: ASTM STP 870, Vol. II (1985), p. 840
- 5) 鉄鋼と合金元素 (日本学術振興会製鋼第19委員会編) 増補版 (1971)
- 6) 藤岡慶一, 鈴木公明, 関村和義, 大西敬三, 塚田尚史: 日本製鋼所技報 (1978) 38, p. 56
- 7) 福田 隆: 鉄と鋼, 76 (1990), p. 254