

JAERI-Research
97-039



$2\frac{1}{4}\text{Cr-1Mo}$ 鋼の400°Cにおける中性子照射脆化

1997年6月

西山裕孝・深谷 清・鈴木雅秀・衛藤基邦

日本原子力研究所
Japan Atomic Energy Research Institute

本レポートは、日本原子力研究所が不定期に公刊している研究報告書です。
入手の問い合わせは、日本原子力研究所研究情報部研究情報課（〒319-11 茨城県那珂郡東海村）あて、お申し越してください。なお、このほかに財団法人原子力弘済会資料センター（〒319-11 茨城県那珂郡東海村日本原子力研究所内）で複写による実費領布をおこなっております。

This report is issued irregularly.

Inquiries about availability of the reports should be addressed to Research Information Division, Department of Intellectual Resources, Japan Atomic Energy Research Institute, Tokai-mura, Naka-gun, Ibaraki-ken, 319-11, Japan.

© Japan Atomic Energy Research Institute, 1997

編集兼発行 日本原子力研究所
印 刷 いばらき印刷(株)

2 ¼Cr-1Mo鋼の400°Cにおける中性子照射脆化

日本原子力研究所東海研究所材料研究部

西山 裕孝・深谷 清・鈴木 雅秀・衛藤 基邦

(1997年5月13日受理)

H T T R 圧力容器用 2 ¼Cr-1Mo鋼の中性子照射脆化挙動を明らかにするため、過去10数年にわたって中性子照射試験を実施してきた。本報告では、12キャプセルの照射後試験結果、すなわち、引張試験、シャルピー衝撃試験及び電気化学的試験の結果から、本鋼の中高温域での中性子照射脆化の特徴について検討を行った。照射後試験に供した 2 ¼Cr-1Mo鋼は、照射温度が290°C~400°Cで、 $1 \times 10^{18} \sim 3 \times 10^{20} \text{ n/cm}^2$ ($E > 1 \text{ MeV}$) の中性子照射を受けたものである。

照射温度が400°Cの場合、照射量が $2 \times 10^{19} \text{ n/cm}^2$ までにおける照射脆化はマトリックスの硬化によって誘起されるが、その程度は極めて小さい。しかし、 $5 \times 10^{19} \text{ n/cm}^2$ 以上になると、非硬化性の脆化すなわち粒界脆化が生じた。一方、累積中性子照射量が $5.2 \sim 7.5 \times 10^{19} \text{ n/cm}^2$ において照射温度を約300°Cから400°Cに変えるという組み合わせ照射温度試験においては、300°Cにおける照射量の大小すなわち照射硬化量に関係なく、その後の400°C照射によって300°C照射により生じた照射硬化のほとんどが回復することが明らかにされた。したがって、400°C照射による脆化は粒界脆化が支配的であり、電気化学的分極法によってその原因が不純物等の照射誘起偏析であることが推察された。

Irradiation Embrittlement of $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo Steel at 400°C

Yutaka NISHIYAMA, Kiyoshi FUKAYA, Masahide SUZUKI and Motokuni ETO

Department of Materials Science and Engineering

Tokai Research Establishment

Japan Atomic Energy Research Institute

Tokai-mura, Naka-gun, Ibaraki-ken

(Received May 13, 1997)

The present paper deals with irradiation embrittlement of normalized and tempered $2\frac{1}{4}$ Cr-1 Mo steel to be used for the pressure vessel material of the high temperature engineering test reactor (HTTR). Irradiation data were generated by 12 capsules using JMTR and JRR-2. The results of post-irradiation tensile and Charpy impact tests are reported and analyzed to assure the irradiation embrittlement sensitivity at the HTTR operation temperature of 400°C and provide implications on ferritic alloys for fusion applications.

The irradiation hardening was small at irradiation temperature of 400°C with a fluence of $\sim 2 \times 10^{19}$ n/cm²E>1MeV. No significant increase of the shifts in ductile to brittle temperature (DBTT) was observed at those higher temperatures. Additional neutron irradiation with changing the temperature from about 300°C to 400°C during irradiation induced substantial recovery of the irradiation hardening, irrespective of the prior hardening level at 300°C. Continued irradiation at 400°C to a fluence larger than 5×10^{19} n/cm² altered the fracture appearance from the entirely transgranular to mixed transgranular plus intergranular which resulted in considerable shifts in DBTT. Thus, irradiation embrittlement of $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo Steel at 400°C is mainly caused by irradiation-induced impurity segregation to grain boundaries. This was confirmed by electrochemical testing.

Keywords: $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo Steel, Reactor Pressure Vessel, Neutron Irradiation, Embrittlement, Shift in Ductile to Brittle Transition Temperature, Hardening, Intergranular Fracture

目 次

1. 序	1
2. 実験方法	2
2.1 供試材	2
2.2 中性子照射	2
2.3 引張試験	2
2.4 シャルピー衝撃試験	2
2.5 電気化学的試験（アノード分極曲線測定）	3
3. 実験結果と考察	3
3.1 中性子照射後試験結果	3
3.2 組み合わせ照射温度試験結果	4
3.3 アノード分極曲線測定結果	5
4. 結 言	6
謝 辞	7
参考文献	7
付 録	27

Contents

1. Introduction	1
2. Experimental Procedure	2
2.1 Test Materials	2
2.2 Neutron Irradiation	2
2.3 Tensile Testing	2
2.4 Charpy Impact Testing	2
2.5 Electrochemical Testing(Anodic Polarization Curves Measurement)	3
3. Results and Discussion	3
3.1 Results of Post-irradiation Experiments	3
3.2 Results of Neutron Irradiation with Changing Temperature	4
3.3 Results of Anodic Polarization Curve Measurement	5
4. Conclusions	6
Acknowledgment	7
References	7
Appendix	27

1. 序

現在、日本原子力研究所（以下、原研）が建設を進めている高温工学試験研究炉（HTTR）は我が国初の高温ガス炉である。HTTR に用いる原子炉压力容器は定常運転時では約 400℃であり、軽水炉で確立された Mn-Mo-Ni 鋼に比べ、長時間強度（クリープ、クリープ破断強さ等）の高い压力容器鋼が要求される⁽¹⁾。そこで、高温強度が優れ、高压容器として化学プラントで使用実績も多く、さらに ASME Sec.III Code Case N-47 にフェライト系材料として採用されていることも考慮して焼きならし・焼き戻し 2%Cr-1Mo 鋼が選定された⁽²⁾。しかし、本鋼材は原子炉压力容器としての適用は初めてであることから、中性子照射脆化が重要な評価項目の一つであった。また、2%Cr-1Mo 鋼のようなフェライト鋼は、一般に、375℃から 550℃の温度範囲に長時間保持されると、不純物元素の粒界偏析が原因となって脆化することがよく知られているため、中性子照射脆化とならび熱時効脆化の評価が压力容器の健全性評価には重要な課題であった。

一般に照射温度が高くなると、熱的な効果が顕著となり、軽水炉压力容器鋼とは異なる現象が生じること考えられるが、400℃という比較的高温の照射温度におけるフェライト鋼の中性子照射データは極めて少ない。そこで、原研では、1977 年に 2%Cr-1Mo 鋼の試験用圧延板を製造し、また、追加試験板（1988 年）及び鍛造板（1988 年）を製造し、試験炉を用いた 2%Cr-1Mo 鋼の中性子照射データの蓄積を図った。当初の中性子照射の主な目的は、HTTR の累積中性子照射量は最大でも 10^{17} n/cm² と見積もられているため、照射温度 400℃において、 $\sim 1 \times 10^{18}$ n/cm² ($E > 1$ MeV) という比較的低中性子量照射下での引張及びシャルピー衝撃特性によって中性子照射脆化の程度を把握することとした。その後は、研究的要素も加味し、照射量及び照射温度を変化させ、中性子照射データを取得した。これらの広範な照射データは、前記の HTTR 压力容器の累積中性子照射量におけるデータの解釈にも有用であるとともに、核融合炉材料としてのフェライト鋼の基礎データの観点からも重要である。また、熱時効脆化に関しては、400℃から 550℃の温度範囲で熱時効試験を実施し、シャルピー衝撃試験、引張試験、オージェ分析等により脆化の特徴を把握するとともに、HTTR 压力容器の目安として想定した約 20 万時間運転後の延性脆性遷移温度の上昇を推定し、脆性破壊に対する安全度の評価を行い、これらの結果を報告書等としてまとめている⁽³⁾。

そこで、本報告書では、これまで 2%Cr-1Mo 鋼の中性子照射を行ったすべてのキャプセル（12 キャプセル）の中性子照射後試験結果、すなわち、引張、シャルピー衝撃試験結果を総括し、これらのデータから照射温度約 290℃～400℃、中性子照射量 1×10^{18} n/cm²～ 3×10^{20} n/cm² における 2%Cr-1Mo 鋼の中性子照射脆化挙動を明らかにした。このような比較的高温の中性子照射脆化の特徴をより明確にするため、中性子照射中に照射温度を 300℃から 400℃に変化させるという組み合わせ照射温度試験を実施した。さらに、比較的高温での中性子照射においては粒界脆化の有無等を検討する

ため、損傷原因である特定の析出物、偏析相等の優先的溶解に立脚した電気化学的損傷計測法を照射材に適用した。

なお、中性子照射後の上部棚域における破壊靱性及び疲労試験結果については既報を参照されたい^(4,5)。

2. 実験方法

2.1 供試材

中性子照射に供された鋼材は 2 $\frac{1}{2}$ Cr-1Mo 鋼の圧延・母材 2 種類（1977 年、1988 年製造）、溶接部（1977 年製造鋼材に挟開先 GMA 溶接）及び熱影響部、また、鍛造母材 2 種類（それぞれ 1988 年製造）である。母材については焼きならし・焼き戻し処理を施した。これらの材料の化学成分、熱処理及び溶接後熱処理条件を Table 2-1 に示す。母材の組織は、初析フェライトを含むペーナイト組織であり、旧オーステナイト結晶粒度は約 6.5 である。また、いくつかのキャプセルにおいては、中性子照射前に熱時効を施した材料について中性子照射を行った。

2.2 中性子照射

中性子照射は JRR-2 及び JMTR において計 12 体のキャプセルにより中性子照射を行った。それぞれのキャプセル名称、装荷試験片の種類・数を Table 2-2 に示す。

2.3 引張試験

引張試験片は平行部長さ 22 mm、直径 4 mm ϕ であり、圧延材の場合は引張軸が圧延方向と直角（T 方向）となるように、また鍛造材の場合には鍛鋼リングの周方向になるように試験板の 1/4T 付近から採取した。引張試験はインストロン型引張試験機を用い、引張速度 0.5 mm/min で行い、0.2 %耐力、引張強さ、伸びを測定した。

2.4 シャルピー衝撃試験

シャルピー衝撃試験片は JIS Z 2202 4 号試験片であり、V ノッチ部は投影研磨によって仕上げた。これらの試験片はき裂進展の方向が圧延方向に一致するように（T-L 方向）試験板の 1/4T 付近から採取した。シャルピー衝撃試験は、容量 30 kgf \cdot m のシャルピー衝撃試験機を用い、試験温度の設定は、室温より低温側ではエチルアルコールをドライアイスまたは液体窒素で冷却することにより、室温より高温側では、シリコン油をヒーターで加熱することにより行った。

ため、損傷原因である特定の析出物、偏析相等の優先的溶解に立脚した電気化学的損傷計測法を照射材に適用した。

なお、中性子照射後の上部棚域における破壊靱性及び疲労試験結果については既報を参照されたい^(4,5)。

2. 実験方法

2.1 供試材

中性子照射に供された鋼材は 2%Cr-1Mo 鋼の圧延・母材 2 種類（1977 年、1988 年製造）、溶接部（1977 年製造鋼材に挟開先 GMA 溶接）及び熱影響部、また、鍛造母材 2 種類（それぞれ 1988 年製造）である。母材については焼きならし・焼き戻し処理を施した。これらの材料の化学成分、熱処理及び溶接後熱処理条件を Table 2-1 に示す。母材の組織は、初析フェライトを含むペーナイト組織であり、旧オーステナイト結晶粒度は約 6.5 である。また、いくつかのキャプセルにおいては、中性子照射前に熱時効を施した材料について中性子照射を行った。

2.2 中性子照射

中性子照射は JRR-2 及び JMTR において計 12 体のキャプセルにより中性子照射を行った。それぞれのキャプセル名称、装荷試験片の種類・数を Table 2-2 に示す。

2.3 引張試験

引張試験片は平行部長さ 22 mm、直径 4 mm ϕ であり、圧延材の場合は引張軸が圧延方向と直角（T 方向）となるように、また鍛造材の場合には鍛鋼リングの周方向になるように試験板の 1/4T 付近から採取した。引張試験はインストロン型引張試験機を用い、引張速度 0.5 mm/min で行い、0.2 %耐力、引張強さ、伸びを測定した。

2.4 シャルピー衝撃試験

シャルピー衝撃試験片は JIS Z 2202 4 号試験片であり、V ノッチ部は投影研磨によって仕上げた。これらの試験片はき裂進展の方向が圧延方向に一致するように（T-L 方向）試験板の 1/4T 付近から採取した。シャルピー衝撃試験は、容量 30 kgf・m のシャルピー衝撃試験機を用い、試験温度の設定は、室温より低温側ではエチルアルコールをドライアイスまたは液体窒素で冷却することにより、室温より高温側では、シリコン油をヒーターで加熱することにより行った。

2.5 電気化学的試験（アノード分極曲線測定）

電気化学的試験に供した試験片は、 $10 \times 10 \times \sim 5$ mm のクーポンを片面にリード線をハンダ付けし、エポキシ樹脂に埋め込んで作製した。この試験片は、最終的に $1 \mu\text{m}$ のダイヤモンドペーストにより鏡面仕上をし、脱脂後アノード分極測定に供した。なお、隙間腐食をさけるためクーポンとエポキシ樹脂との境界に絶縁塗料を塗布した。

アノード分極曲線は、ポテンシostat、関数発生装置、対数変換器を用いた3電極方式により、自然腐食電位から、貴方向（アノード側）に 0.5 mV/s の速度で掃引することにより測定した。なお、試験片の電位を測るための照合電極には甘こう電極を使用した。電解液は $55\% \text{Ca}(\text{NO}_3)_2$ であり、分極開始前に約1時間の窒素脱気を行い、1回の測定毎に交換した。試験中の電解液の液温は恒温槽により $30 \pm 1^\circ\text{C}$ に制御した。以上の手順はすべて遠隔操作により行った。

3. 実験結果と考察

以下に示す中性子照射脆化の照射量、照射温度依存性についての考察は、照射試験片数が豊富な母材についてのみである。溶接部、熱影響部及び照射前熱時効材の結果については、表中に生データを示すこととした。

3.1 中性子照射後試験結果

照射硬化

Table 3.1 から Table 3.12 に各キャプセル毎の引張試験結果を示す。これらの表から照射温度の平均値が 380°C から 425°C までにおける母材の降伏応力 (σ_y) 及び引張強さ (σ_u) の上昇量の照射量依存性を Figure 3.1 に示す。この図から、降伏・引張強さの上昇（照射硬化）は、中性子照射量とともにばらつきが大きいが増加する傾向にある。一方、照射量が $1.7 \sim 6.0 \times 10^{19} \text{ n/cm}^2$ の範囲における照射硬化の照射温度依存性を Figure 3.2 に示す。一般に、照射温度が高くなると硬化量は小さくなるとされているが、 $2\frac{1}{2}\text{Cr-1Mo}$ 鋼においても同様な結果となった。以上から、照射硬化に関しては、照射温度範囲が異なるが、従来から調べられてきた軽水炉圧力容器鋼の脆化挙動と一致している。

延性脆性遷移温度のシフト

Table 3.13 から Table 3.24 に各キャプセル毎のシャルピー衝撃試験結果を示す。これらの表から、母材で照射温度が $357^\circ\text{C} \sim 405^\circ\text{C}$ である場合の延性脆性遷移温度のシフト量の照射量依存性を Figure 3.3 に示す。また、Figure 3.4 に照射量が $2.2 \sim 3.0 \times$

2.5 電気化学的試験（アノード分極曲線測定）

電気化学的試験に供した試験片は、 $10 \times 10 \times \sim 5$ mm のクーポンを片面にリード線をハンダ付けし、エポキシ樹脂に埋め込んで作製した。この試験片は、最終的に $1 \mu\text{m}$ のダイヤモンドペーストにより鏡面仕上をし、脱脂後アノード分極測定に供した。なお、隙間腐食をさけるためクーポンとエポキシ樹脂との境界に絶縁塗料を塗布した。

アノード分極曲線は、ポテンシオスタット、関数発生装置、対数変換器を用いた 3 電極方式により、自然腐食電位から、貴方向（アノード側）に 0.5 mV/s の速度で掃引することにより測定した。なお、試験片の電位を測るための照合電極には甘こう電極を使用した。電解液は $55\% \text{Ca}(\text{NO}_3)_2$ であり、分極開始前に約 1 時間の窒素脱気を行い、1 回の測定毎に交換した。試験中の電解液の液温は恒温槽により $30 \pm 1^\circ\text{C}$ に制御した。以上の手順はすべて遠隔操作により行った。

3. 実験結果と考察

以下に示す中性子照射脆化の照射量、照射温度依存性についての考察は、照射試験片数が豊富な母材についてのみである。溶接部、熱影響部及び照射前熱時効材の結果については、表中に生データを示すこととした。

3.1 中性子照射後試験結果

照射硬化

Table 3.1 から Table 3.12 に各キャプセル毎の引張試験結果を示す。これらの表から照射温度の平均値が 380°C から 425°C までにおける母材の降伏応力 (σ_y) 及び引張強さ (σ_u) の上昇量の照射量依存性を Figure 3.1 に示す。この図から、降伏・引張強さの上昇（照射硬化）は、中性子照射量とともにばらつきが大きいが増加する傾向にある。一方、照射量が $1.7 \sim 6.0 \times 10^{19} \text{ n/cm}^2$ の範囲における照射硬化の照射温度依存性を Figure 3.2 に示す。一般に、照射温度が高くなると硬化量は小さくなるとされているが、 $2\frac{1}{2}\text{Cr-1Mo}$ 鋼においても同様な結果となった。以上から、照射硬化に関しては、照射温度範囲が異なるが、従来から調べられてきた軽水炉圧力容器鋼の脆化挙動と一致している。

延性脆性遷移温度のシフト

Table 3.13 から Table 3.24 に各キャプセル毎のシャルピー衝撃試験結果を示す。これらの表から、母材で照射温度が $357^\circ\text{C} \sim 405^\circ\text{C}$ である場合の延性脆性遷移温度のシフト量の照射量依存性を Figure 3.3 に示す。また、Figure 3.4 に照射量が $2.2 \sim 3.0 \times$

10^{19}n/cm^2 の範囲におけるシャルピー吸収エネルギーで 41J (30ft-lb)の遷移温度の上昇量 (ΔT_{41J} 、Table 中では ΔvTr_{30} と記) と照射温度の関係を示す。

なお、本試験に供した化学成分、照射量をもとに、次の国内 PWR のサーベイランスデータ、外国のサーベイランスデータ及び JMTR の加速照射試験データを用いて作成された次の脆化予測式から算出された $2\frac{1}{2}\text{Cr-1Mo}$ 鋼の 300°Cにおける延性脆性遷移

$$\Delta RTNDT (\text{°C}) = \{-16+1210P+215Cu+77\sqrt{(Cu \cdot Ni)}\} f^{0.29-0.04\log f}$$

$$P, Cu, Ni: \%, f: 1.7 \times 10^{19}\text{n/cm}^2 (E>1\text{MeV})$$

温度の上昇は 19.7°Cであり、今回の実験結果は低い値を示した。すなわち、 $2\frac{1}{2}\text{Cr-1Mo}$ 鋼の軽水炉圧力容器の照射条件下における照射脆化の抵抗性は、軽水炉圧力容器鋼とほぼ同等であると考えられる。

さて、照射温度が 400°C近傍における ΔT_{41J} は、300°Cの場合より小さいと考えられる。すなわち、照射温度が 400°Cにおける中性子照射脆化がマトリックスの硬化によるものであるとすれば、Figure 3.2 に示したとおり、照射温度が高くなれば降伏応力の上昇量の低下に伴い、Ludwig-Davidenkov の条件から説明されるように遷移温度の上昇量も小さくなると考えられる。しかし、Figure 3.4 の結果は、照射温度が 400°C近傍の ΔT_{41J} は、300°C照射の場合よりも若干大きい結果となった。また、特に照射量が $5 \times 10^{19}\text{n/cm}^2$ 以上の場合、軽水炉圧力容器鋼の脆化データベースから見いだされている降伏応力の上昇 ($\Delta \sigma_y$) と延性脆性遷移温度の上昇 (ΔT_{41J}) の間には次式に示す硬化型脆化の予測値よりも大きい ΔT_{41J} が認められる。

$$\Delta T_{41J} = \alpha \times \Delta \sigma_y \quad \alpha = 0.45 \sim 0.85 \text{ °C/MPa}$$

さらに、照射量が $1.7 \times 10^{20}\text{n/cm}^2$ においては、受領材は下部棚温度で試験をしたシャルピー衝撃試験片の破面は全面へき開割れであるのに対し⁽⁶⁾、明瞭な粒界割れが認められる (Figure 3.5)。すなわち、 $2\frac{1}{2}\text{Cr-1Mo}$ 鋼の照射温度が 400°Cにおける脆化は、照射量の増加に伴い、マトリックスの硬化による脆化からマトリックスの硬化を伴わない脆化 (粒界脆化) へと変化する。この原子炉圧力容器鋼の粒界脆化については、最近では旧ソ連タイプの圧力容器鋼について報告されている。さらには、軽水炉の寿命延長に関連した重要な問題である。この原因としては、粒界析出物の形成や照射誘起偏析に伴うもの等が考えられるが、これについては、3.3 節において電気化学的試験の結果により議論する。

3.2 組み合わせ照射温度試験結果

前節で示したように、 $2\frac{1}{2}\text{Cr-1Mo}$ 鋼の 400°C照射においては、照射量が $5 \times 10^{19}\text{n/cm}^2$ 以上になると非硬化性の脆化が顕在化してくるが、本節では、それより少ない照射量における 400°C照射のマトリックスの硬化による脆化の特徴を、照射中に照射温度を 290°Cから 400°Cに変化させることにより (以後、組み合わせ照射温度試験とする) 調べた。ここでは、特に低温側照射による照射欠陥の生成が、400°Cの脆化にどのように影響するか注目した。Table 3.9 にこの試験のために照射したキャプセルの引張

試験結果を示す。組み合わせ照射温度試験における累積中性子照射量は $5.2\sim 7.5 \times 10^{19} \text{n/cm}^2$ であり、照射温度約 290°C で 28.2 h (照射量 $2.8 \times 10^{18} \text{n/cm}^2$ に相当)、265 h (照射量 $3.8 \times 10^{19} \text{n/cm}^2$ に相当) の後に約 400°C に照射温度を変化させたもの、約 300°C 及び約 400°C 一定の場合の 4 通りである。Figure 3.6 にこれら各照射温度での照射量と最終的な降伏応力の上昇の関係を示す。まず、照射温度が照射中を通じて一定の場合、Figure 3.2 の結果でも確認されたとおり、照射温度が高いほど硬化量は少ない。しかし、照射温度を変化させた場合、約 290°C における照射量に関係なく、最終的な降伏応力の上昇はほとんど見られない。また、これらの降伏応力の上昇は、照射温度が約 400°C で一定の場合にはほぼ等しい。すなわち、照射温度が約 290°C の場合に生成した照射欠陥は、照射温度を約 400°C にすることによってかなりの部分が回復・消滅してしまうことを意味している。詳細なこれらの照射欠陥の生成・消滅と照射温度との関係については、透過型電子顕微鏡による高分解能観察、小角中性子散乱法など最先端の実験手段が必要であり、本実験の範囲外である。ただし、鈴木らによれば⁷⁾、研究炉のように比較的高中性子束によって照射された圧力容器鋼の回復ステージを等時焼鈍試験により確認したところ、約 $300\sim 350^\circ\text{C}$ に最初の回復ステージが存在し、例えば空孔集合体-炭素複合体のようなマトリックスの欠陥によるものであるとしている。したがって、 400°C 照射においては、 300°C 照射によって生じたマトリックスの照射欠陥が回復したものと推察される。

以上の結果をまとめると、 $2\frac{1}{2}\text{Cr-1Mo}$ 鋼の 400°C 照射では、供試材料の不純物含有量の範囲においては、照射量が 10^{19}n/cm^2 程度までは顕著な照射硬化は認められない。しかし、高照射量、すなわち $5 \times 10^{19} \text{n/cm}^2$ 以上ではマトリックスの硬化によらない粒界脆化が生じる。HTTR 仕様の圧力容器鋼においては、本試験で供した鋼材に比べて高純度化され¹⁾、また、累積高速中性子照射量は最大でも 10^{17}n/cm^2 以下と見積もられているため、実機の HTTR 圧力容器の照射脆化はほとんど無視できると考えられる。ただし、高温長時間使用に伴う熱時効脆化に関しては十分な監視が必要となる。

3.3 アノード分極曲線測定結果

著者らは⁸⁾、先に、 400°C から 550°C の温度範囲で最長 5 万時間におよぶ熱時効試験を実施し、シャルピー衝撃試験、オージェ分析等により、脆化要因の抽出を行い、本鋼の脆化の主因はリンの粒界偏析であることを踏まえ、これらの貴重な長時間熱時効材を用いて電気化学的手法を用いた非破壊的経年劣化評価技術の検討を行った。その結果、硝酸カルシウム溶液中でアノード分極曲線を測定すると、不働態域中においてリンの粒界偏析に起因する粒界の選択的腐食による 2 次ピーク電流値の増加が認められ、この 2 次ピーク電流密度値と延性脆性遷移温度の上昇に良好な相関を見いだした。ここでの電気化学的分極法はリンが存在することによる粒界の選択的溶解を検出原理としているため、上記の粒界脆化度の非破壊的定量評価の他に、リン偏析による粒界脆化機構の解明に役立てることが可能である。そこで、 400°C 照射材について、

ホットラボに設置した遠隔操作型電気化学測定装置⁹⁾を使用し、粒界偏析についての検討を行った。

試験に供した材料は、受領材、388℃で $1.2 \times 10^{20} \text{n/cm}^2$ 、410℃で $2.4 \times 10^{19} \text{n/cm}^2$ で照射したもの、及びそれぞれの照射材に対して 575℃×1h の脱脆化処理を施したものである。なお、この脱脆化処理条件は、熱時効に伴う粒界脆化を回復させることが確認されている⁴⁾。Table 3.25 にすべての試料について測定された2次ピーク電流密度値 (mA/m²、以後 I_p) を示す。Figure 3.7 に、測定されたアノード分極曲線の例として、388℃、 $1.2 \times 10^{20} \text{n/cm}^2$ の照射材の結果を、また、Figure 3.8 に I_p 付近を拡大したものを示す。両図から、中性子照射に伴い I_p は受領材に比べて増加し、脱脆化処理により、完全な回復には至らないが脱脆化処理により I_p は受領材のレベルに戻っている。また、410℃で $2.4 \times 10^{19} \text{n/cm}^2$ の結果と合わせて、 I_p の変化を示したのが Figure 3.9 である。照射量が $2.4 \times 10^{19} \text{n/cm}^2$ の場合、照射によりごくわずかに I_p が増加する傾向が見られ、 $1.2 \times 10^{20} \text{n/cm}^2$ では明らかな I_p の上昇が認められる。この結果は、Figure 3.5 に $1.7 \times 10^{20} \text{n/cm}^2$ のシャルピー試験片の破面に粒界割れが認められた事実と一致する。なお、この高照射材においては照射期間が 1,557 時間であったが、400℃で 10,000 時間の熱時効では I_p の変化がないことを確認している⁸⁾。

著者らの先の結果では、 I_p の増加に直接寄与する粒界の不純物元素はリンのみであることをオージェ分析により明らかにした。しかし、他の文献によれば¹⁰⁾、硝酸カルシウム溶液中において粒界の選択的溶解に寄与する元素としては、リンの他にイオウ(S)と炭素(C)がある。なお、Cは焼き入れ・焼き戻しにより大部分炭化物として析出している。また、粒界炭化物の性状の変化も I_p の値に寄与する。しかし、Sは強いスカベンジ効果を持つ Mn と結合して MnS を形成するために、もともと鋼中の S 濃度はずっと小さくなっており、これが照射によって分解、粒界に偏析するとは考えにくい。したがって、今回の実験で観察された I_p の増加は、照射によるリンの誘起偏析と、炭化物のはじきだしによる部分的な分解による C の偏析あるいは炭化物の性状の変化によるものと考えられる。この点に関して明確な結論を得るためには、照射材に対するオージェ分析等が有効であろう。

4. 結言

$2\frac{1}{2}\text{Cr-1Mo}$ 鋼の中性子照射脆化の特徴を把握するため、照射温度約 300℃～400℃、中性子照射量 $1 \times 10^{18} \text{n/cm}^2 \sim 3 \times 10^{20} \text{n/cm}^2$ における $2\frac{1}{2}\text{Cr-1Mo}$ 鋼の中性子照射脆化挙動について、以下のことが明らかとなった。

- (1) 照射温度が 400℃の場合、照射量が 10^{19}n/cm^2 までは照射脆化はマトリックスの硬化によって誘起されるが、その程度は極めて小さい。HTTR で予想される累積中性子照射量 (最大でも 10^{17}n/cm^2 以下) では照射硬化はほとんど問題にならない。
- (2) しかし、照射量が $5 \times 10^{19} \text{n/cm}^2$ を越えると、マトリックスの硬化によらない粒界

ホットラボに設置した遠隔操作型電気化学測定装置⁽⁹⁾を使用し、粒界偏析についての検討を行った。

試験に供した材料は、受領材、388℃で $1.2 \times 10^{20} \text{n/cm}^2$ 、410℃で $2.4 \times 10^{19} \text{n/cm}^2$ で照射したもの、及びそれぞれの照射材に対して 575℃×1h の脱脆化処理を施したものである。なお、この脱脆化処理条件は、熱時効に伴う粒界脆化を回復させることが確認されている⁽⁴⁾。Table 3.25 にすべての試料について測定された2次ピーク電流密度値 (mA/m²、以後 I_p) を示す。Figure 3.7 に、測定されたアノード分極曲線の例として、388℃、 $1.2 \times 10^{20} \text{n/cm}^2$ の照射材の結果を、また、Figure 3.8 に I_p 付近を拡大したものを示す。両図から、中性子照射に伴い I_p は受領材に比べて増加し、脱脆化処理により、完全な回復には至らないが脱脆化処理により I_p は受領材のレベルに戻っている。また、410℃で $2.4 \times 10^{19} \text{n/cm}^2$ の結果と合わせて、 I_p の変化を示したのが Figure 3.9 である。照射量が $2.4 \times 10^{19} \text{n/cm}^2$ の場合、照射によりごくわずかに I_p が増加する傾向が見られ、 $1.2 \times 10^{20} \text{n/cm}^2$ では明らかな I_p の上昇が認められる。この結果は、Figure 3.5 に $1.7 \times 10^{20} \text{n/cm}^2$ のシャルピー試験片の破面に粒界割れが認められた事実と一致する。なお、この高照射材においては照射期間が 1,557 時間であったが、400℃で 10,000 時間の熱時効では I_p の変化がないことを確認している⁽⁸⁾。

著者らの先の結果では、 I_p の増加に直接寄与する粒界の不純物元素はリンのみであることをオージェ分析により明らかにした。しかし、他の文献によれば⁽¹⁰⁾、硝酸カルシウム溶液中において粒界の選択的溶解に寄与する元素としては、リンの他にイオウ(S)と炭素(C)がある。なお、Cは焼き入れ・焼き戻しにより大部分炭化物として析出している。また、粒界炭化物の性状の変化も I_p の値に寄与する。しかし、Sは強いスカベンジ効果を持つ Mn と結合して MnS を形成するために、もともと鋼中の S 濃度はずっと小さくなっており、これが照射によって分解、粒界に偏析するとは考えにくい。したがって、今回の実験で観察された I_p の増加は、照射によるリンの誘起偏析と、炭化物のはじきだしによる部分的な分解による C の偏析あるいは炭化物の性状の変化によるものと考えられる。この点に関して明確な結論を得るためには、照射材に対するオージェ分析等が有効であろう。

4. 結言

$2\frac{1}{2}\text{Cr-1Mo}$ 鋼の中性子照射脆化の特徴を把握するため、照射温度約 300℃～400℃、中性子照射量 $1 \times 10^{18} \text{n/cm}^2 \sim 3 \times 10^{20} \text{n/cm}^2$ における $2\frac{1}{2}\text{Cr-1Mo}$ 鋼の中性子照射脆化挙動について、以下のことが明らかとなった。

- (1) 照射温度が 400℃の場合、照射量が 10^{19}n/cm^2 までは照射脆化はマトリックスの硬化によって誘起されるが、その程度は極めて小さい。HTTR で予想される累積中性子照射量 (最大でも 10^{17}n/cm^2 以下) では照射硬化はほとんど問題にならない。
- (2) しかし、照射量が $5 \times 10^{19} \text{n/cm}^2$ を越えると、マトリックスの硬化によらない粒界

脆化が生じる。

- (3) 300℃照射における延性脆性遷移温度の上昇を、軽水炉压力容器鋼の照射データにより確立された予測式によるものと比較した結果、本鋼は軽水炉压力容器鋼と比べても同等以上の照射脆化に対する抵抗性を有している。

また、累積照射量が $5.2 \sim 7.5 \times 10^{19} \text{n/cm}^2$ における組み合わせ照射温度試験の結果によれば、照射温度が 300℃における照射量の大小に関係なく、その後の 400℃照射によって 300℃照射により生じた照射硬化はほとんど回復してしまう。したがって、 $2\frac{1}{4}\text{Cr-1Mo}$ 鋼の 400℃照射においては、硬化に寄与する照射欠陥は生じにくいと考えられ、上記(2)の結果と合わせ考えれば、 $2\frac{1}{4}\text{Cr-1Mo}$ 鋼の 400℃照射による照射脆化の主因は、マトリックスの硬化による脆化ではなく、粒界脆化である。さらに、照射材 ($1.2 \times 10^{20} \text{n/cm}^2$) について硝酸カルシウム溶液中におけるアノード分極曲線を測定した結果、リン、炭素等の偏析に起因すると考えられる粒界の選択的溶解を示す 2次ピーク電流密度値の上昇が確認できた。すなわち、400℃照射による粒界脆化は不純物元素等の照射誘起偏析等によって生じるものと考えられる。

謝辞

ホット試験室部長 古平 恒夫氏には、鋼材の製作、照射試験の立案・解析等で大きな役割を果たして頂きましたとともに、本稿の内容全体にわたり有益なコメントを頂きました。また、材料研究部材料応用工学研究室 塚田 隆氏、三輪 幸夫氏には電気化学試験の実施に際し多大な御協力を頂きました。ここに感謝の意を表します。

参考文献

- (1) 古平、奥、鈴木、深谷、「VHTR 压力容器用 $2\frac{1}{4}\text{Cr-1Mo}$ 鋼の材料性能の現状」、JAERI-M 85-170 (1985)
- (2) 寺戸、橋、國富、深谷、「HTTR 压力容器の設計・製作」、JAERI-Tech 96-034 (1996)
- (3) 鈴木、深谷、古平、奥、学振耐熱金属材料第 123 委員会研究報告 Vol.27 No.1 (1985)
- (4) Y. Nishiyama, K. Fukaya, M. Suzuki, T. Kodaira, and T. Oku, "Evaluation of Irradiation Embrittlement of $2\frac{1}{4}\text{Cr-1Mo}$ Steel in Terms of Elastic-Plastic Fracture Toughness," ASTM STP 1125, 1992, pp. 1287-1303.
- (5) 石井、深谷、西山、鈴木、衛藤、近江、三村、大岡、「HTTR 压力容器用 $2\frac{1}{4}\text{Cr-1Mo}$ 鋼の照射後疲労試験」、JAERI-Research 96-028 (1996)
- (6) M. Suzuki, K. Fukaya, T. Kodaira, and T. Oku, "Effects of Microstructural and Thermal Aging on Neutron Irradiation Embrittlement of $2\frac{1}{4}\text{Cr-1Mo}$ Steel for a Nuclear Pressure

脆化が生じる。

- (3) 300℃照射における延性脆性遷移温度の上昇を、軽水炉压力容器鋼の照射データにより確立された予測式によるものと比較した結果、本鋼は軽水炉压力容器鋼と比べても同等以上の照射脆化に対する抵抗性を有している。

また、累積照射量が $5.2 \sim 7.5 \times 10^{19} \text{n/cm}^2$ における組み合わせ照射温度試験の結果によれば、照射温度が 300℃における照射量の大小に関係なく、その後の 400℃照射によって 300℃照射により生じた照射硬化はほとんど回復してしまう。したがって、 $2\frac{1}{2}\text{Cr-1Mo}$ 鋼の 400℃照射においては、硬化に寄与する照射欠陥は生じにくいと考えられ、上記(2)の結果と合わせ考えれば、 $2\frac{1}{2}\text{Cr-1Mo}$ 鋼の 400℃照射による照射脆化の主因は、マトリックスの硬化による脆化ではなく、粒界脆化である。さらに、照射材 ($1.2 \times 10^{20} \text{n/cm}^2$) について硝酸カルシウム溶液中におけるアノード分極曲線を測定した結果、リン、炭素等の偏析に起因すると考えられる粒界の選択的溶解を示す 2次ピーク電流密度値の上昇が確認できた。すなわち、400℃照射による粒界脆化は不純物元素等の照射誘起偏析等によって生じるものと考えられる。

謝辞

ホット試験室部長 古平 恒夫氏には、鋼材の製作、照射試験の立案・解析等で大きな役割を果たして頂きましたとともに、本稿の内容全体にわたり有益なコメントを頂きました。また、材料研究部材料応用工学研究室 塚田 隆氏、三輪 幸夫氏には電気化学試験の実施に際し多大な御協力を頂きました。ここに感謝の意を表します。

参考文献

- (1) 古平、奥、鈴木、深谷、「VHTR 压力容器用 $2\frac{1}{2}\text{Cr-1Mo}$ 鋼の材料性能の現状」、JAERI-M 85-170 (1985)
- (2) 寺戸、橋、國富、深谷、「HTTR 压力容器の設計・製作」、JAERI-Tech 96-034 (1996)
- (3) 鈴木、深谷、古平、奥、学振耐熱金属材料第 123 委員会研究報告 Vol.27 No.1 (1985)
- (4) Y. Nishiyama, K. Fukaya, M. Suzuki, T. Kodaira, and T. Oku, "Evaluation of Irradiation Embrittlement of $2\frac{1}{2}\text{Cr-1Mo}$ Steel in Terms of Elastic-Plastic Fracture Toughness," ASTM STP 1125, 1992, pp. 1287-1303.
- (5) 石井、深谷、西山、鈴木、衛藤、近江、三村、大岡、「HTTR 压力容器用 $2\frac{1}{2}\text{Cr-1Mo}$ 鋼の照射後疲労試験」、JAERI-Research 96-028 (1996)
- (6) M. Suzuki, K. Fukaya, T. Kodaira, and T. Oku, "Effects of Microstructural and Thermal Aging on Neutron Irradiation Embrittlement of $2\frac{1}{2}\text{Cr-1Mo}$ Steel for a Nuclear Pressure

脆化が生じる。

- (3) 300℃照射における延性脆性遷移温度の上昇を、軽水炉压力容器鋼の照射データにより確立された予測式によるものと比較した結果、本鋼は軽水炉压力容器鋼と比べても同等以上の照射脆化に対する抵抗性を有している。

また、累積照射量が $5.2 \sim 7.5 \times 10^{19} \text{n/cm}^2$ における組み合わせ照射温度試験の結果によれば、照射温度が 300℃における照射量の大小に関係なく、その後の 400℃照射によって 300℃照射により生じた照射硬化はほとんど回復してしまう。したがって、 $2\frac{1}{2}\text{Cr-1Mo}$ 鋼の 400℃照射においては、硬化に寄与する照射欠陥は生じにくいと考えられ、上記(2)の結果と合わせ考えれば、 $2\frac{1}{2}\text{Cr-1Mo}$ 鋼の 400℃照射による照射脆化の主因は、マトリックスの硬化による脆化ではなく、粒界脆化である。さらに、照射材 ($1.2 \times 10^{20} \text{n/cm}^2$) について硝酸カルシウム溶液中におけるアノード分極曲線を測定した結果、リン、炭素等の偏析に起因すると考えられる粒界の選択的溶解を示す 2次ピーク電流密度値の上昇が確認できた。すなわち、400℃照射による粒界脆化は不純物元素等の照射誘起偏析等によって生じるものと考えられる。

謝辞

ホット試験室部長 古平 恒夫氏には、鋼材の製作、照射試験の立案・解析等で大きな役割を果たして頂きましたとともに、本稿の内容全体にわたり有益なコメントを頂きました。また、材料研究部材料応用工学研究室 塚田 隆氏、三輪 幸夫氏には電気化学試験の実施に際し多大な御協力を頂きました。ここに感謝の意を表します。

参考文献

- (1) 古平、奥、鈴木、深谷、「VHTR 压力容器用 $2\frac{1}{2}\text{Cr-1Mo}$ 鋼の材料性能の現状」、JAERI-M 85-170 (1985)
- (2) 寺戸、橋、國富、深谷、「HTTR 压力容器の設計・製作」、JAERI-Tech 96-034 (1996)
- (3) 鈴木、深谷、古平、奥、学振耐熱金属材料第 123 委員会研究報告 Vol.27 No.1 (1985)
- (4) Y. Nishiyama, K. Fukaya, M. Suzuki, T. Kodaira, and T. Oku, "Evaluation of Irradiation Embrittlement of $2\frac{1}{2}\text{Cr-1Mo}$ Steel in Terms of Elastic-Plastic Fracture Toughness," ASTM STP 1125, 1992, pp. 1287-1303.
- (5) 石井、深谷、西山、鈴木、衛藤、近江、三村、大岡、「HTTR 压力容器用 $2\frac{1}{2}\text{Cr-1Mo}$ 鋼の照射後疲労試験」、JAERI-Research 96-028 (1996)
- (6) M. Suzuki, K. Fukaya, T. Kodaira, and T. Oku, "Effects of Microstructural and Thermal Aging on Neutron Irradiation Embrittlement of $2\frac{1}{2}\text{Cr-1Mo}$ Steel for a Nuclear Pressure

- Vessel," ASTM STP 956, 1987, pp. 98-110.
- (7) M. Suzuki, Y. Idei, M. Kizaki, and K. Onizawa, "Effects of Damage Rate on Irradiation Hardening and Post-Irradiation Annealing Characteristics of Carbon Steel," presented at Effects of Radiation on Materials: ASTM 18th International Symposium (1996).
 - (8) Y. Nishiyama, K. Fukaya, M. Suzuki, M. Eto, and T. Shoji, "Electrochemical Evaluation of Thermal Aging Embrittlement of $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo Steel for a Nuclear Pressure Vessel," ASTM STP 1204, 1993, pp. 16-26.
 - (9) 芝、塚田、中島、松島、高橋、園部、小松、「遠隔操作による電気化学的腐食測定技術の開発」、JAERI-M 91-024 (1991)
 - (10) H. Jones, B. W. Arey, and M. A. Friesel, "Grain-Boundary Chemistry and Intergranular Stress Corrosion of Iron Alloys in Calcium Nitrate," Corrosion Vol.45, No.6, 1989, pp. 494-502.

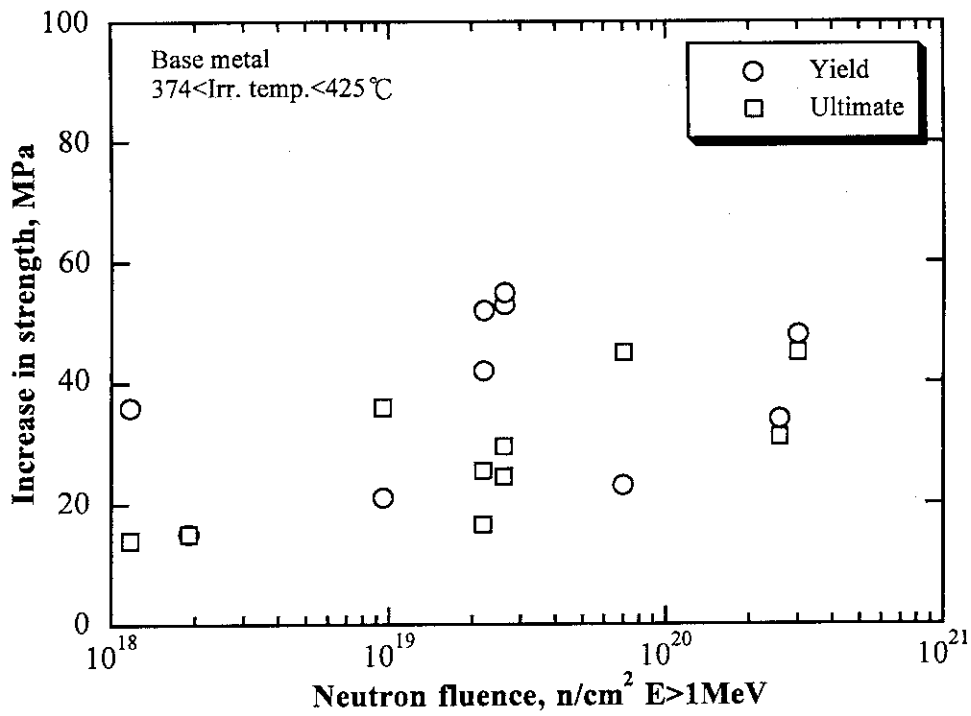


Figure 3.1--Effect of neutron fluence on irradiation hardening.

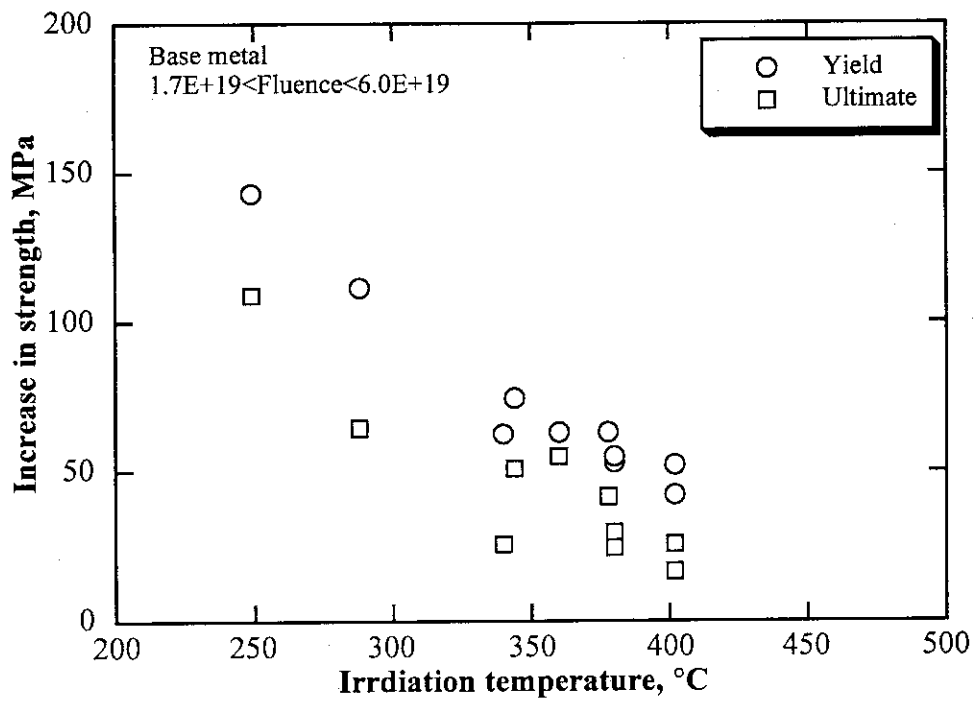


Figure 3.2--Effect of irradiation temperature on irradiation hardening.

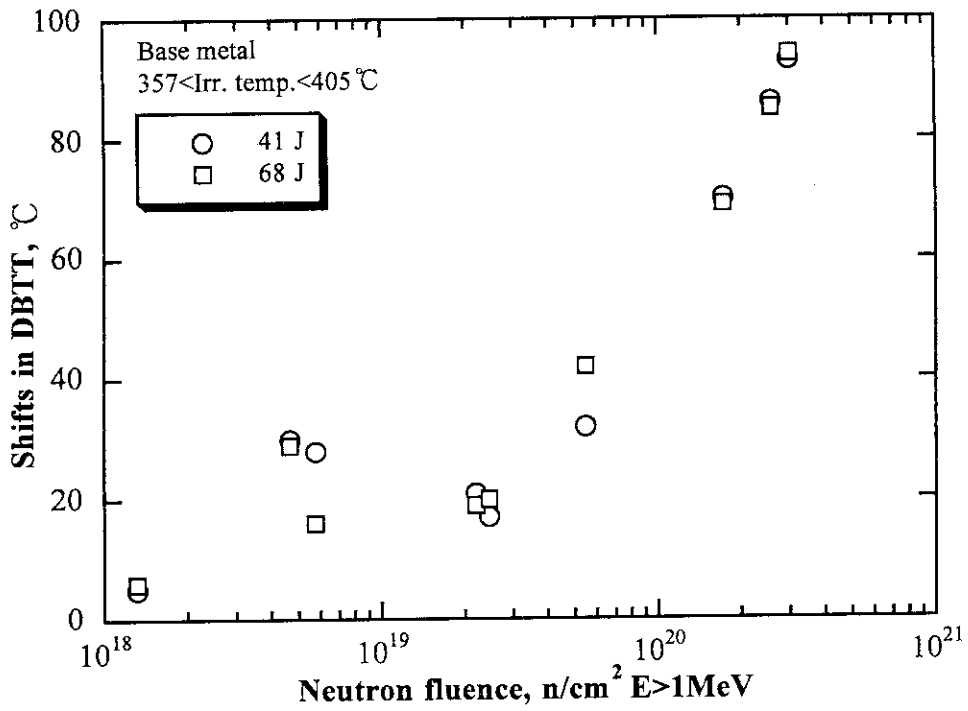


Figure 3.3--Effects of neutron fluence on shifts in DBTT.

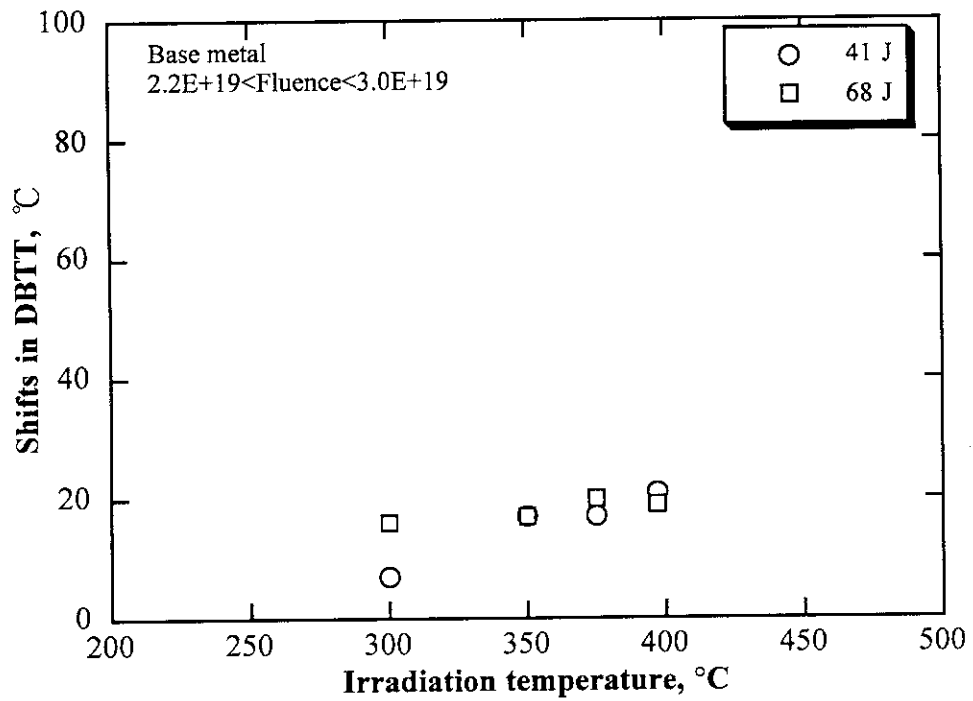


Figure 3.4--Effect of irradiation temperature on shifts in DBTT.

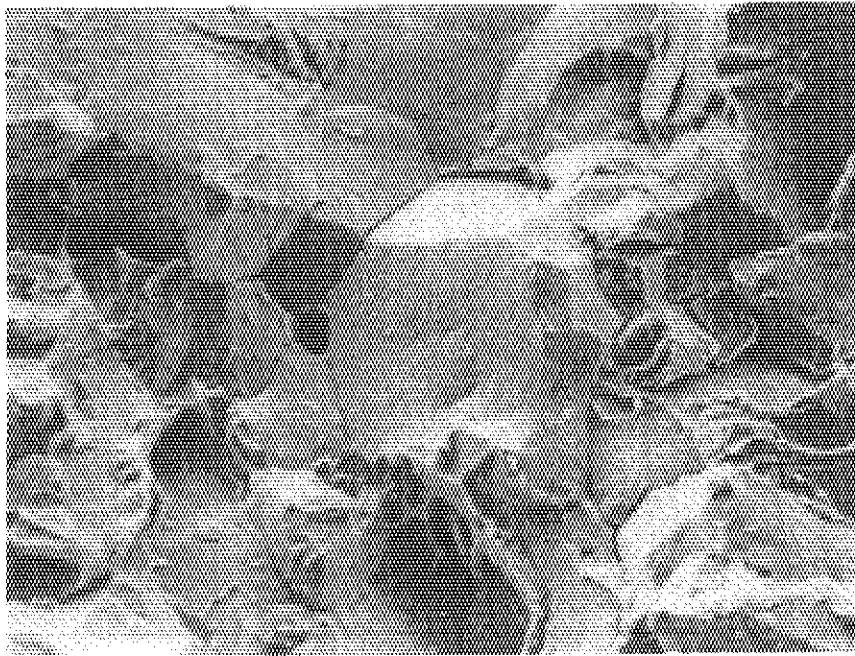


Figure 3.5--SEM micrograph ($\times 1000$) of the surface of the Charpy impact specimen irradiated at 400°C to a fluence of $1.7 \times 10^{20} \text{ n/cm}^2$.

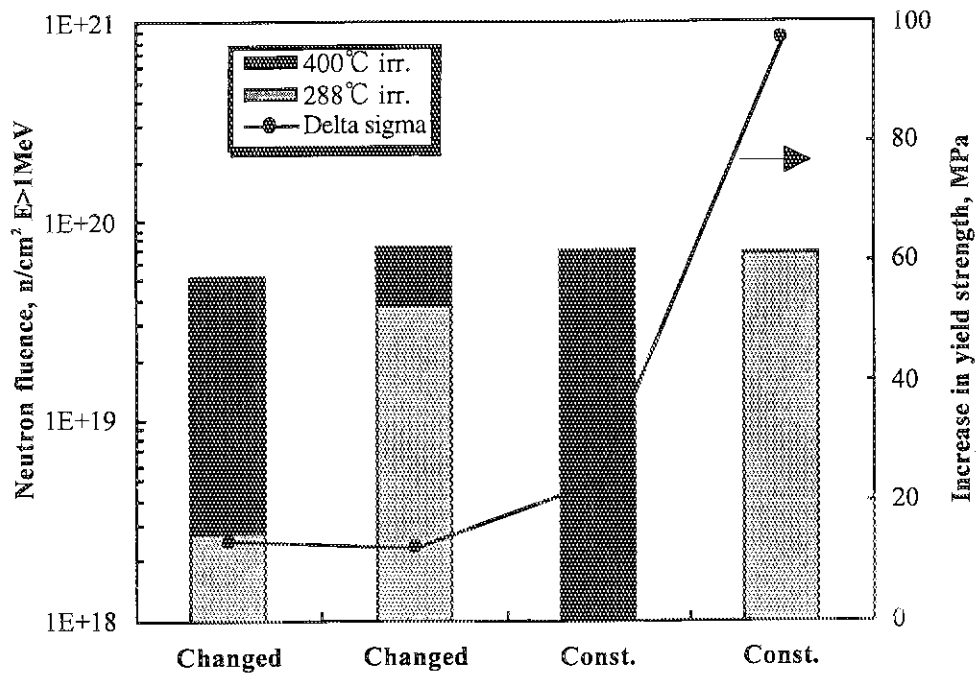


Figure 3.6--Hardening due to neutron irradiation with changing the temperatures from 290°C to 400°C during irradiation.

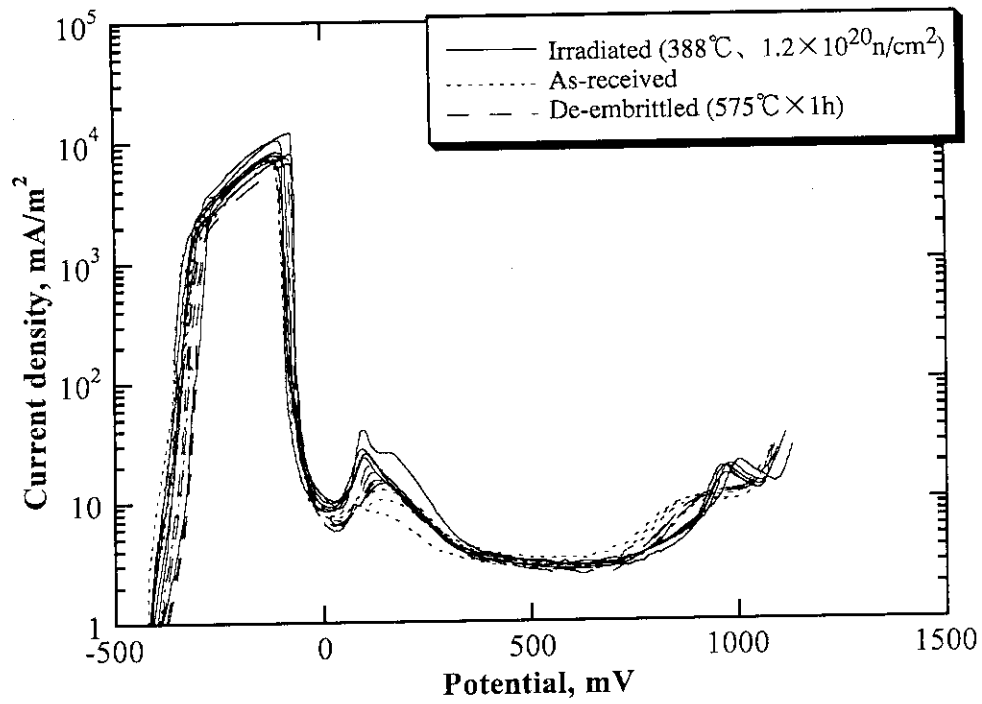


Figure 3.7--Anodic polarization curves in calcium nitrate solution.

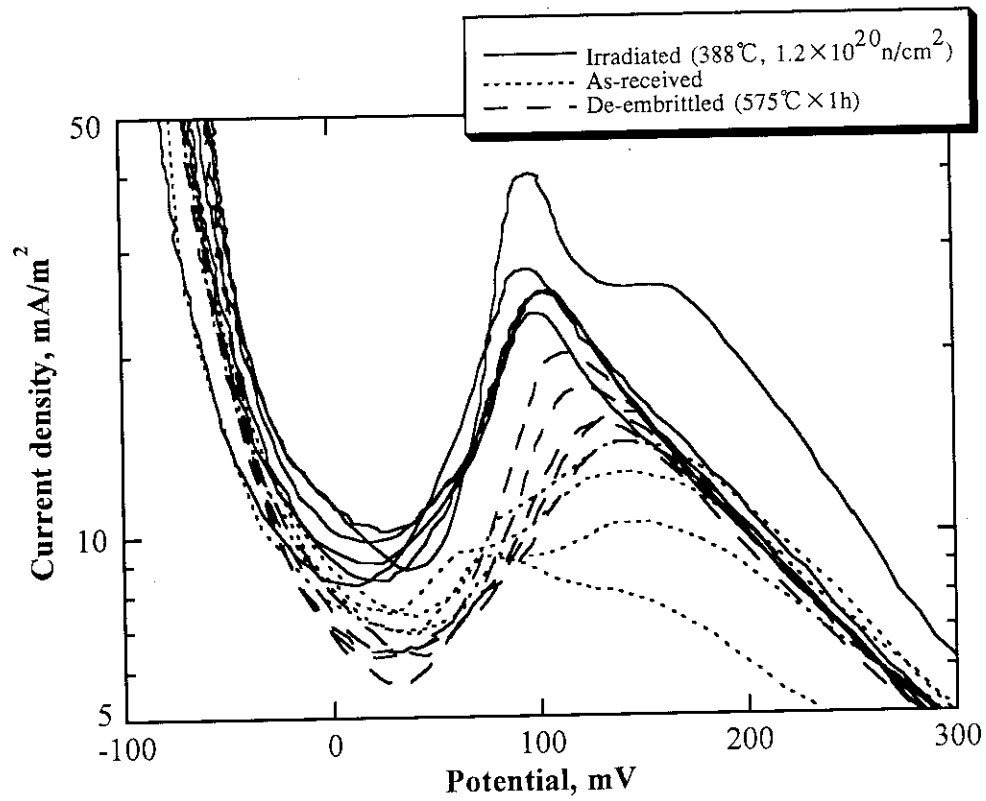


Figure 3.8-- Secondary peak of the current density in anodic polarization curves.

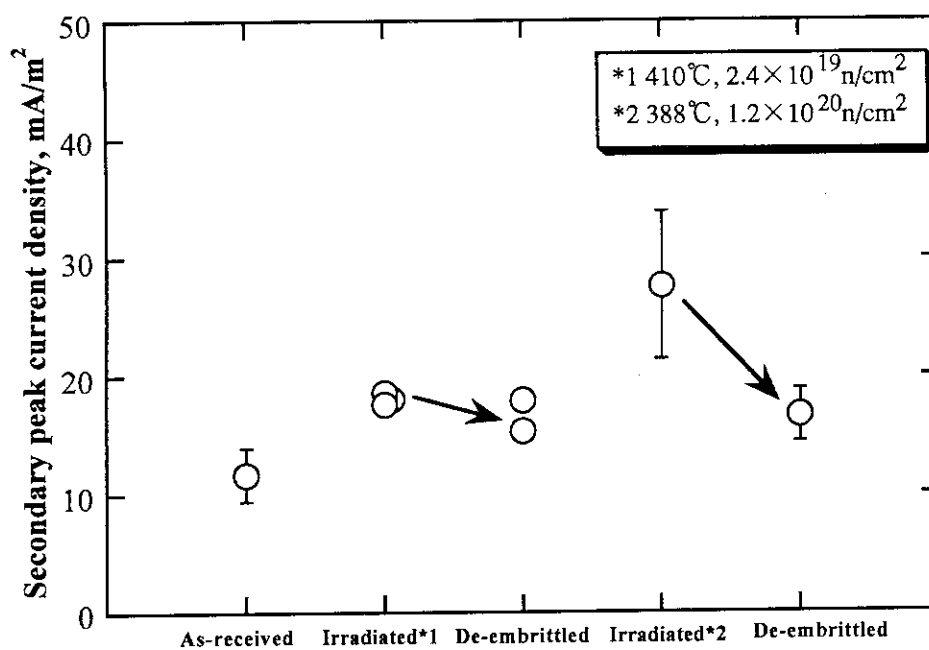


Figure 3.9--Change of the secondary peak of the current density due to irradiation and de-embrittling treatment.

Table 2.1--Chemical compositions (wt %) and heat treatments of the materials.

Designation	C	Si	Mn	P	Ni	Cr	S	Cu	Mo	As	Sn
A387 Gr.22 Cl.2(normalized and tempered)											
NT-1	0.15	0.05	0.55	0.008	0.11	2.33	0.01	0.07	0.90	0.006	0.008
NT-2	0.13	0.10	0.55	0.005	0.04	2.44	0.004	0.03	1.05	0.002	0.001
WELD(NT-1)	0.10	0.20	0.66	0.005	0.02	2.26	0.005	0.05	1.00	0.003	0.001
A182 F22(normalized and tempered)											
NT-F1	0.01	0.31	0.55	0.009	0.13	2.31	0.003	0.02	1.01	0.002	0.001
NT-F2	0.14	0.04	0.55	0.002	0.09	2.30	0.002	0.02	1.06	0.003	0.003

Heat treatment (PWHT: post weld heat treatment)

NT-1 900/930°C-6.5h, water cooled, 670/690°C-7h, air cooled, PWHT(680/710°C-20h)

NT-2 920°C-6.5h, water cooled, 600°C-6.5h, air cooled, PWHT(685/695°C-20h)

NT-F1 930°C-5.8h, water cooled, 672°C-8h, air cooled PWHT(685°C-20h)

NT-F2 910°C-8h, water cooled, 670°C-8h, air cooled, PWHT(690°C-22h)

Table 2.2 --Irradiation capsules and specimens.

REACTOR	CAPSULE	MATERIAL	NUMBER OF SPECIMENS
JRR-2	V1M-32H	NT-1	CVN:9, Ts:4,
	V1M-34H	NT-1	CVN:16, Ts:8, DCT:4
	V1M-36H	NT-F1	CVN:8, Ts:4, DCT:7
	V1M-38H	NT-1(pre-irr. thermally aged (450°C × 10 ⁴ h))	CVN:8, Ts:1, DCT:8
	V1M-40H	NT-F2	CVN:10, Ts:2, DCT:7
	V1M-45H	NT-1	CVN:10, Ts:2, DCT:7
	V1M-48H	NT-2	CVN:10, Ts:2, DCT:7
	ICM-89H	NT-1	CVN:11, Ts:4, Hv:74,
	ICM-104H	NT-1	CVN:11, Ts:10, Hv:40
JMTR	79M-2A	NT-1	CVN:12, Ts:---
		HAZ	CVN:12, Ts:---
		WELD	CVN:12, Ts:---
	80M-17A	NT-1	CVN:18, Ts:---
		WELD NT-1(pre-irr. thermally aged (475°C × 3000h)) WELD(pre-irr. thermally aged (475°C × 3000h))	CVN:18, Ts:--- CVN:18, Ts:--- CVN:18, Ts:---
81M-33A	NT-1	CVN:12	
	HAZ	CVN:10	
84M-35A	NT-1(pre-irr. thermally aged (450°C × 10 ⁴ h)) WELD HAZ	CVN:9, Ts:4 Ts:2 Ts:3	

CVN: Charpy Impact --- : not recorded

Ts : Tensile

Hv : Hardness

DCT : Disc-shaped Compact Tension

Table 3.1--Tensile properties (VIM-32H).

Capsule	Material	Fluence, n/cm ² E>1MeV	Irr. temp., °C	σ_y , MPa	σ_u , MPa	El, %
VIM-32H	NT-1	unirr.	unirr.	448	596	26.4
VIM-32H	NT-1	unirr.	unirr.	450	591	26.6
unirr. ave.				449	593.5	26.5
VIM-32H	NT-1	2.19E+19	402	491	610	20.2
VIM-32H	NT-1	2.19E+19	402	501	619	20.2
VIM-32H	NT-1	2.60E+19	380	502	623	20.9
VIM-32H	NT-1	2.60E+19	380	504	618	19.9
				$\Delta \sigma_y$, MPa	$\Delta \sigma_u$, MPa	ΔEl , %
VIM-32H	NT-1	2.19E+19	402	42	16.5	-6.3
VIM-32H	NT-1	2.19E+19	402	52	25.5	-6.3
VIM-32H	NT-1	2.60E+19	380	53	29.5	-5.6
VIM-32H	NT-1	2.60E+19	380	55	24.5	-6.6

Table 3.2--Tensile properties (VIM-34H).

Capsule	Material	Fluence, n/cm ² E>1MeV	Irr. temp., °C	σ_y , MPa	σ_u , MPa	El, %
VIM-34H	NT-1	unirr.	unirr.	468	585	18.2
VIM-34H	NT-1	3.78E+19	360	531	640	18.4
				$\Delta \sigma_y$, MPa	$\Delta \sigma_u$, MPa	ΔEl , %
VIM-34H	NT-1	3.78E+19	360	63	55	0.2

Table 3.3--Tensile properties (VIM-36H).

Capsule	Material	Fluence, n/cm ² E>1MeV	Irr. temp., °C	σ_y , MPa	σ_u , MPa	El, %
VIM-36H	NT-F1	unirr.	unirr.	468	636	21.6
VIM-36H	NT-F1	unirr.	unirr.	486	628	22.4
VIM-36H	NT-F1	unirr.	unirr.	489	636	21.8
VIM-36H	NT-F1	unirr.	unirr.	492	637	22.2
unirr. ave.				484	634	22.0
VIM-36H	NT-F1	4.39E+19	344	571	695	22
VIM-36H	NT-F1	4.39E+19	344	559	688	22
VIM-36H	NT-F1	4.39E+19	344	540	668	22.7
VIM-36H	NT-F1	4.39E+19	344	563	690	21.8
VIM-36H	NT-F1	4.39E+19	344	558	685	22.1
irr. ave.				$\Delta \sigma_y$, MPa	$\Delta \sigma_u$, MPa	ΔEl , %
VIM-36H	NT-F1	4.39E+19	344	75	51	0.1

σ_y : yield strength, σ_u : tensile strength, El : elongation

Table 3.4--Tensile properties (V1M-38H).

Capsule	Material	Fluence, n/cm ² E>1MeV	Irr. temp., °C	σ_y , MPa	σ_u , MPa	El, %
V1M-38H	NT-1, base, pre-irr. thermally aged(450°C × E+4h)	unirr.	unirr.	483	636	21.3
V1M-38H	NT-1, base, pre-irr. thermally aged(450°C × E+4h)	unirr.	unirr.	480	628	19.7
unirr. ave.				481.5	632.0	20.5
V1M-38H	NT-1, base, pre-irr. thermally aged(450°C × E+4h)	3.86E+19	364	509	634	19
				$\Delta \sigma_y$, MPa	$\Delta \sigma_u$, MPa	ΔEl , %
V1M-38H	NT-1, base, pre-irr. thermally aged(450°C × E+4h)	3.86E+19	364	27.5	2.0	-1.5

Table 3.5--Tensile properties (V1N-40H).

Capsule	Material	Fluence, n/cm ² E>1MeV	Irr. temp., °C	σ_y , MPa	σ_u , MPa	El, %
V1M-40H	NT-F2	unirr.	unirr.	399	544	24.8
V1M-40H	NT-F2	unirr.	unirr.	407	546	26.0
unirr. ave.				403	545	25.4
V1M-40H	NT-F2	2.43E+19	378	464	584	22.2
V1M-40H	NT-F2	2.43E+19	378	468	589	22.5
irr. ave.				466	587	22.4
V1M-40H	NT-F2	2.43E+19	378	63	42	-3.1
				$\Delta \sigma_y$, MPa	$\Delta \sigma_u$, MPa	ΔEl , %

Tensile 3.6--Tensile properties (V1M-45H).

Capsule	Material	Fluence, n/cm ² E>1MeV	Irr. temp., °C	σ_y , MPa	σ_u , MPa	El, %
V1M-45H	cl.2 (S52), base	unirr.	unirr.	448	596	26.4
V1M-45H	cl.2 (S52), base	unirr.	unirr.	450	592	25.6
unirr. ave.				449	594	26
V1M-45H	cl.2 (S52), base	1.70E+19	288	562	660	20.7
V1M-45H	cl.2 (S52), base	1.70E+19	288	559	657	20.9
irr. ave.				561	659	20.8
V1M-45H	cl.2 (S52), base	1.70E+19	288	112	65	-5.2
				$\Delta \sigma_y$, MPa	$\Delta \sigma_u$, MPa	ΔEl , %

σ_y : yield strength, σ_u : tensile strength, El : elongation

Table 3.7--Tensile properties (VIM-48H).

Capsule	Material	Fluence, n/cm ² E>1MeV	Irr. temp., °C	σ_y , MPa	σ_u , MPa	El, %
VIM-48H	NT-3	unirr.	unirr.	435	563	24.1
VIM-48H	NT-3	unirr.	unirr.	393	566	22.4
unirr. ave.		unirr.		414	564.5	23.25
VIM-48H	NT-3	2.42E+19	340	479	593	20.6
VIM-48H	NT-3	2.42E+19	340	474	587	20.4
irr. ave	NT-3	2.42E+19	340	477	590	20.5
				$\Delta \sigma_y$, MPa	$\Delta \sigma_u$, MPa	ΔEl , %
VIM-48H	NT-3	2.42E+19	340	63	26	-2.8

Table 3.8--Tensile properties (ICM-89H).

Capsule	Material	Fluence, n/cm ² E>1MeV	Irr. temp., °C	σ_y , MPa	σ_u , MPa	El, %
ICM-89H	NT-1	unirr.	unirr.	499	616	22.7
ICM-89H	NT-1	2.58E+20	405	532	645	21.6
ICM-89H	NT-1	2.58E+20	405	534	649	23.18
irr.ave	NT-1	2.58E+20	405	533	647	22.4
ICM-89H	NT-1	3.00E+20	388	555	662	18.91
ICM-89H	NT-1	3.00E+20	388	549	659	19.32
irr. ave	NT-1	3.00E+20	388	547	661	19.1
				$\Delta \sigma_y$, MPa	$\Delta \sigma_u$, MPa	ΔEl , %
ICM-89H	NT-1	2.58E+20	405	34	31	-0.3
ICM-89H	NT-1	3.00E+20	388	48	45	-3.6

σ_y : yield strength, σ_u : tensile strength, El : elongation

Table 3.9--Tensile properties (ICM-104H)

Capsule	Material	Fluence, n/cm ² E>1MeV	Irr. Temp., °C	Fluence, n/cm ² E>1MeV	Irr. Temp., °C	σ_y , MPa	σ_u , MPa	El, %
ICM-104H	NT-1	unirr.	unirr.	***	***	500	587	20.5
ICM-104H	NT-1	unirr.	unirr.	***	***	500	596	22.3
ICM-104H	NT-1	unirr.	unirr.	***	***	512	607	21.6
unirr.ave	NT-1	unirr.	unirr.	***	***	504	597	21.4
ICM-104H	NT-1	2.77E+18	285	4.85E+19	388	512	630	22.0
ICM-104H	NT-1	2.77E+18	285	4.85E+19	388	521	640	20.2
ave.	NT-1	2.77E+18	285	4.85E+19	388	517	635	21.1
ICM-104H	NT-1	7.02E+19	394	***	***	529	644	21.5
ICM-104H	NT-1	7.02E+19	394	***	***	524	640	21.2
ave.	NT-1	7.02E+19	394	***	***	527	642	21.3
ICM-104H	NT-1	3.75E+19	288	3.65E+19	392	507	625	19.4
ICM-104H	NT-1	3.75E+19	288	3.65E+19	392	524	642	20.7
ave.	NT-1	3.75E+19	288	3.65E+19	392	516	634	20.0
ICM-104H	NT-1	6.83E+19	294	***	***	598	678	18.5
ICM-104H	NT-1	6.83E+19	294	***	***	604	684	19.9
ave.	NT-1	6.83E+19	294	***	***	601	681	19.2
ICM-104H	NT-1	5.95E+19	249	***	***	648	708	18.6
ICM-104H	NT-1	5.95E+19	249	***	***	645	703	17.4
ave.	NT-1	5.95E+19	249	***	***	646.5	706	18.0
						$\Delta \sigma_y$, MPa	$\Delta \sigma_u$, MPa	ΔEl , %
ICM-104H	NT-1	2.77E+18	285	4.85E+19	388	13	38	-0.3
ICM-104H	NT-1	7.02E+19	394	***	***	23	45	-0.1
ICM-104H	NT-1	3.75E+19	288	3.65E+19	392	12	37	-1.4
ICM-104H	NT-1	6.83E+19	294	***	***	97	84	-2.3
ICM-104H	NT-1	5.95E+19	249	***	***	143	109	-3.4

σ_y : yield strength, σ_u : tensile strength, El : elongation

Table 3.10--Tensile properties (79M-2A).

Capsule	Material	Fluence, n/cm ² E>1MeV	Irr. temp., °C	σ _y , MPa	σ _u , MPa	El, %
79M-2A	NT-1,base	unirr.	unirr.	479	620	25.4
79M-2A	NT-1,base	1.17E+18	374	515	634	22.1
79M-2A	NT-1,base	1.17E+18	374	Δ σ _y , MPa	Δ σ _u , MPa	Δ El, %
79M-2A	NT-1,HAZ	unirr.	unirr.	36	14	-3.3
79M-2A	NT-1,HAZ	1.17E+18	374	485	594	19
79M-2A	NT-1,HAZ	1.17E+18	374	510	634	15.5
79M-2A	NT-1,HAZ	1.17E+18	374	Δ σ _y , MPa	Δ σ _u , MPa	Δ El, %
79M-2A	NT-1,weld	unirr.	unirr.	25	40	-3.5
79M-2A	NT-1,weld	1.17E+18	374	532	633	16.5
79M-2A	NT-1,weld	1.17E+18	374	587	672	15
79M-2A	NT-1,weld	1.17E+18	374	Δ σ _y , MPa	Δ σ _u , MPa	Δ El, %
79M-2A	NT-1,base	unirr.	unirr.	55	39	-1.5
79M-2A	NT-1,base	1.03E+18	374	259	486	29.0
79M-2A	NT-1,base	1.03E+18	374	268	517	27.7
79M-2A	NT-1,base	1.03E+18	374	Δ σ _y , MPa	Δ σ _u , MPa	Δ El, %
79M-2A	NT-1,base	1.03E+18	374	9	31	-1.3

Table 3.11--Tensile properties (80M-17A).

Capsule	Material	Fluence, n/cm ² E>1MeV	Irr. temp., °C	σ _y , MPa	σ _u , MPa	El, %
80M-17A	NT-1,base	unirr.	unirr.	468	585	18.2
80M-17A	NT-1,base	1.90E+18	425	483	600	23.8
80M-17A	NT-1,base	1.90E+18	425	Δ σ _y , MPa	Δ σ _u , MPa	Δ El, %
80M-17A	NT-1,weld	unirr.	unirr.	15	15	5.6
80M-17A	NT-1,weld	1.90E+18	425	425	575	13.8
80M-17A	NT-1,weld	1.90E+18	425	466	599	15.2
80M-17A	NT-1,weld	1.90E+18	425	Δ σ _y , MPa	Δ σ _u , MPa	Δ El, %
80M-17A	NT-1,weld	1.90E+18	425	41	24	1.4
80M-17A	NT-1,base,pre-irr. thermally aged(475°C × 1000h)	unirr.	unirr.	433	553	25.3
80M-17A	NT-1,base,pre-irr. thermally aged(475°C × 1000h)	1.90E+18	425	492	613	20.1
80M-17A	NT-1,base,pre-irr. thermally aged(475°C × 1000h)	1.90E+18	425	Δ σ _y , MPa	Δ σ _u , MPa	Δ El, %
80M-17A	NT-1,base,pre-irr. thermally aged(475°C × 1000h)	1.90E+18	425	59	60	-5.2
80M-17A	NT-1,weld,pre-irr. thermally aged(475°C × 1000h)	unirr.	unirr.	423	547	17.8
80M-17A	NT-1,weld,pre-irr. thermally aged(475°C × 1000h)	1.90E+18	425	446	581	17.5
80M-17A	NT-1,weld,pre-irr. thermally aged(475°C × 1000h)	1.90E+18	425	Δ σ _y , MPa	Δ σ _u , MPa	Δ El, %
80M-17A	NT-1,weld,pre-irr. thermally aged(475°C × 1000h)	1.90E+18	425	23	34	-0.3

σ_y : yield strength, σ_u : tensile strength, El : elongation

Table 3.12--Tensile properties (84M-35A).

Capsule	Material	Fluence, n/cm ² E>1MeV	Irr. temp., °C	σ_y , MPa	σ_u , MPa	El, %
84M-35A	NT-1,base	unirr.	unirr.	433	547	19.6
84M-35A	NT-1,base	unirr.	unirr.	431	548	22.4
84M-35A	NT-1,base	unirr.	unirr.	431	544	17.6
unirr.ave	unirr. ave	unirr.	unirr.	432	546	19.9
84M-35A	NT-1,base	9.50E+18	400	447	578	19.1
84M-35A	NT-1,base	9.50E+18	400	452	583	16.2
84M-35A	NT-1,base	9.50E+18	400	460	586	18.5
irr. ave	irr. ave	9.50E+18	400	453	582	17.9
				$\Delta \sigma_y$, MPa	$\Delta \sigma_u$, MPa	ΔEl , %
84M-35A	NT-1,base	9.50E+18	400	21	36	-2
84M-35A	NT-1,HAZ	unirr.	unirr.	409	542	13.2
84M-35A	NT-1,HAZ	unirr.	unirr.	418	542	16.4
84M-35A	NT-1,HAZ	unirr.	unirr.	431	541	15.6
unirr.ave	unirr. ave	unirr.	unirr.	419	542	15.1
84M-35A	NT-1,HAZ	9.50E+18	400	418	561	14.9
84M-35A	NT-1,HAZ	9.50E+18	400	430	571	14.5
84M-35A	NT-1,HAZ	9.50E+18	400	426	565	15.0
irr. ave	irr. ave	9.50E+18	400	425	566	14.8
				$\Delta \sigma_y$, MPa	$\Delta \sigma_u$, MPa	ΔEl , %
84M-35A	NT-1,HAZ	9.50E+18	400	5	24	-0.3
84M-35A	NT-1,weld	unirr.	unirr.	494	617	13.2
84M-35A	NT-1,weld	9.50E+18	400	499	633	19
84M-35A	NT-1,weld	9.50E+18	400	515	640	14.5
irr. ave	irr. ave	9.50E+18	400	507	637	16.8
				$\Delta \sigma_y$, MPa	$\Delta \sigma_u$, MPa	ΔEl , %
84M-35A	NT-1,weld	9.50E+18	400	13	20	3.6

σ_y : yield strength, σ_u : tensile strength, El : elongation

Table 3.13--Charpy impact properties (VIM-32H).

Capsule	Material	Fluence, n/cm ² E>1MeV	Irr. temp., °C	vTr30, °C	vTr50, °C	vTrs, °C	vTr35mil, °C	vE, J
VIM-32H	NT-1	unirr.	unirr.	-88	-80	-58	-82	213
VIM-32H	NT-1	2.20E+19	397	-67	-61	-35	-62	208
				$\Delta vTr30, ^\circ C$	$\Delta vTr50, ^\circ C$	$\Delta vTrs, ^\circ C$	$\Delta vTr35mil, ^\circ C$	$\Delta vE, J$
VIM-32H	NT-1	2.20E+19	397	21	19	23	20	-5

Table 3.14--Charpy impact properties (VIM-34H).

Capsule	Material	Fluence, n/cm ² E>1MeV	Irr. temp., °C	vTr30, °C	vTr50, °C	vTrs, °C	vTr35mil, °C	vE, J
VIM-34H	NT-1	unirr.	unirr.	-73	-63	-46	-64	198
VIM-34H	NT-1	2.45E+19	375	-56	-43	-27	-52	177
				$\Delta vTr30, ^\circ C$	$\Delta vTr50, ^\circ C$	$\Delta vTrs, ^\circ C$	$\Delta vTr35mil, ^\circ C$	$\Delta vE, J$
VIM-34H	NT-1	2.45E+19	375	17	20	19	12	-21

Table 3.15--Charpy impact properties (VIM-36H).

Capsule	Material	Fluence, n/cm ² E>1MeV	Irr. temp., °C	vTr30, °C	vTr50, °C	vTrs, °C	vTr35mil, °C	vE, J
VIM-36H	NT-F1	unirr.	unirr.	-95	-93	-85	-95	293
VIM-36H	NT-F1	3.44E+19	357	-105	-96	-72	-93	278
				$\Delta vTr30, ^\circ C$	$\Delta vTr50, ^\circ C$	$\Delta vTrs, ^\circ C$	$\Delta vTr35mil, ^\circ C$	$\Delta vE, J$
VIM-36H	NT-F1	3.44E+19	357	-10	-3	13	2	-15

Table 3.16--Charpy impact properties (VIM-38H).

Capsule	Material	Fluence, n/cm ² E>1MeV	Irr. temp., °C	vTr30, °C	vTr50, °C	vTrs, °C	vTr35mil, °C	vE, J
VIM-38H	NT-1 pre-irr. thermally aged(450°C × E5h)	unirr.	unirr.	-54	-43	-29	-34	206
VIM-38H	NT-1 pre-irr. thermally aged(450°C × E5h)	3.86E+19	396	-32	-22	2	-24	***
				$\Delta vTr30, ^\circ C$	$\Delta vTr50, ^\circ C$	$\Delta vTrs, ^\circ C$	$\Delta vTr35mil, ^\circ C$	$\Delta vE, J$
VIM-38H	NT-1 pre-irr. thermally aged(450°C × E5h)	3.86E+19	396	22	21	31	10	***

vTr30:DBTT at 30 ft-lb(41J) level, vTr50:DBTT at 50 ft-lb(68J) level, vTrs: DBTT of 50% shear fracture, vTr35mil:DBTT at 0.89mm of lateral expansion
vE: upper shelf energy

Table 3.17--Charpy impact properties (VIM-40H).

Capsule	Material	Fluence, n/cm ² E>1MeV	Irr. temp., °C	vTr30, °C	vTr50, °C	vTrs, °C	vTr35mil, °C	vE, J
VIM-40H	A187 F22	unirr.	unirr.	-80	-79	-78	-79	293
VIM-40H	A187 F22	2.40E+19	395	-102	-102	-102	-102	278
				$\Delta vTr30, ^\circ C$	$\Delta vTr50, ^\circ C$	$\Delta vTrs, ^\circ C$	$\Delta vTr35mil, ^\circ C$	$\Delta vE, J$
VIM-40H	A187 F22	2.40E+19	395	-22	-23	-24	-23	-15

Table 3.18--Charpy impact properties (VIM-45H).

Capsule	Material	Fluence, n/cm ² E>1MeV	Irr. temp., °C	vTr30, °C	vTr50, °C	vTrs, °C	vTr35mil, °C	vE, J
VIM-45H	NT-1	unirr.	unirr.	-88	-79	-55	-79	213
VIM-45H	NT-1	2.43E+19	300	-81	-63	-37	-69	187
				$\Delta vTr30, ^\circ C$	$\Delta vTr50, ^\circ C$	$\Delta vTrs, ^\circ C$	$\Delta vTr35mil, ^\circ C$	$\Delta vE, J$
VIM-45H	NT-1	2.43E+19	300	7	16	18	10	-21

Table 3.19--Charpy impact properties (VIM-48H).

Capsule	Material	Fluence, n/cm ² E>1MeV	Irr. temp., °C	vTr30, °C	vTr50, °C	vTrs, °C	vTr35mil, °C	vE, J
VIM-48H	NT-2	unirr.	unirr.	-99	-94	-77	-96	264
VIM-48H	NT-2	2.97E+19	350	-82	-77	-62	-80	256
				$\Delta vTr30, ^\circ C$	$\Delta vTr50, ^\circ C$	$\Delta vTrs, ^\circ C$	$\Delta vTr35mil, ^\circ C$	$\Delta vE, J$
VIM-48H	NT-2	2.97E+19	350	17	17	15	16	-8

Table 3.20--Charpy impact properties (ICM-89H).

Capsule	Material	Fluence, n/cm ² E>1MeV	Irr. temp., °C	vTr30, °C	vTr50, °C	vTrs, °C	vTr35mil, °C	vE, J
ICM-89H	NT-1	unirr.	unirr.	-90	-81	-60	-84	191
ICM-89H	NT-1	5.47E+19	368	-58	-39	***	***	***
ICM-89H	NT-1	1.72E+20	402	-20	-12	***	***	***
ICM-89H	NT-1	2.58E+20	405	-4	4	***	***	***
ICM-89H	NT-1	3.00E+20	388	3	13	***	***	***
				$\Delta vTr30, ^\circ C$	$\Delta vTr50, ^\circ C$	$\Delta vTrs, ^\circ C$	$\Delta vTr35mil, ^\circ C$	$\Delta vE, J$
ICM-89H	NT-1	5.47E+19	368	32	42	***	***	***
ICM-89H	NT-1	1.72E+20	402	70	69	***	***	***
ICM-89H	NT-1	2.58E+20	405	86	85	***	***	***
ICM-89H	NT-1	3.00E+20	388	93	94	***	***	***

vTr30:DBTT at 30 ft-lb(41J) level, vTr50:DBTT at 50 ft-lb(68J) level, vTrs:
DBTT of 50% shear fracture, vTr35mil:DBTT at 0.89mm of lateral expansion
vE: upper shelf energy

*** : not examined

Table 3.21--Charpy impact properties (79M-2A).

Capsule	Material	Fluence, n/cm ² E>1MeV	Irr. temp., °C	vTr30, °C	vTr50, °C	vTrs, °C	vTr35mil, °C	vE, J
79M-2A	NT-1	unirr.	unirr.	-90	-81	-60	-84	191
79M-2A	NT-1	1.31E+18	357	-85	-75	-46	76	185
				$\Delta vTr30, °C$	$\Delta vTr50, °C$	$\Delta vTrs, °C$	$\Delta vTr35mil, °C$	$\Delta vE, J$
79M-2A	NT-1	1.31E+18	357	5	6	14	160	-6
79M-2A	HAZ	unirr.	unirr.	-53	-47	-41	-46	197
79M-2A	HAZ	1.31E+18	351	-82	-77	-40	-67	167
				$\Delta vTr30, °C$	$\Delta vTr50, °C$	$\Delta vTrs, °C$	$\Delta vTr35mil, °C$	$\Delta vE, J$
79M-2A	HAZ	1.31E+18	351	-29	-30	1	-21	-30
79M-2A	WELD	unirr.	unirr.	-18	-6	4	-11	187
79M-2A	WELD	1.22E+18	346	-9	1	21	-4	164
				$\Delta vTr30, °C$	$\Delta vTr50, °C$	$\Delta vTrs, °C$	$\Delta vTr35mil, °C$	$\Delta vE, J$
79M-2A	WELD	1.22E+18	346	9	7	17	7	-23

Table 3.22--Charpy impact properties (80M-17A).

Capsule	Material	Fluence, n/cm ² E>1MeV	Irr. temp., °C	vTr30, °C	vTr50, °C	vTrs, °C	vTr35mil, °C	vE, J
80M-17A	NT-1	unirr.	unirr.	-73.1	-63.1	-46.3	-63.8	198
80M-17A	NT-1	2.30E+18	411	-62	-56	-47	-67	168
				$\Delta vTr30, °C$	$\Delta vTr50, °C$	$\Delta vTrs, °C$	$\Delta vTr35mil, °C$	$\Delta vE, J$
80M-17A	NT-1	2.30E+18	411	11.1	7.1	-0.7	-3.2	-30
80M-17A	WELD	unirr.	unirr.	-38.4	-34.9	-16.1	-26.3	155
80M-17A	WELD	2.70E+18	385	-20	-16	-13	-17	147
				$\Delta vTr30, °C$	$\Delta vTr50, °C$	$\Delta vTrs, °C$	$\Delta vTr35mil, °C$	$\Delta vE, J$
80M-17A	WELD	2.70E+18	385	18.4	18.9	3.1	9.3	-8
80M-17A	NT-1,pre-irr. thermally aged(475°C × 1000h)	unirr.	unirr.	-67.5	-52.5	-31.3	-60.6	197
80M-17A	NT-1,pre-irr. thermally aged(475°C × 1000h)	2.70E+18	393	-47	-31	-16	-34	169
				$\Delta vTr30, °C$	$\Delta vTr50, °C$	$\Delta vTrs, °C$	$\Delta vTr35mil, °C$	$\Delta vE, J$
80M-17A	NT-1,pre-irr. thermally aged(475°C × 1000h)	2.70E+18	393	20.5	21.5	15.3	26.6	-28
80M-17A	WELD,pre-irr. thermally aged(475°C × 1000h)	unirr.	unirr.	-16.9	-9.4	-7.5	-13.1	161
80M-17A	WELD,pre-irr. thermally aged(475°C × 1000h)	2.20E+18	389	-16	-8	-2	-14	153
				$\Delta vTr30, °C$	$\Delta vTr50, °C$	$\Delta vTrs, °C$	$\Delta vTr35mil, °C$	$\Delta vE, J$
80M-17A	WELD,pre-irr. thermally aged(475°C × 1000h)	2.20E+18	389	0.9	1.4	5.5	-0.9	-8

vTr30:DBTT at 30 ft-lb(41J) level, vTr50:DBTT at 50 ft-lb(68J) level, vTrs: DBTT of 50% shear fracture, vTr35mil:DBTT at 0.89mm of lateral expansion vE: upper shelf energy

Table 3.23--Charpy impact properties (81M-33A).

Capsule	Material	Fluence, n/cm ² E>1MeV	Irr. temp, °C	vTr30, °C	vTr50, °C	vTrs, °C	vTr35mil, °C	vE, J
81M-33A	NT-1	unirr.	unirr.	-78	-59	-43	-63	194
81M-33A	NT-1	5.77E+18	403	-50	-43	-29	-47	176
				$\Delta vTr30, ^\circ C$	$\Delta vTr50, ^\circ C$	$\Delta vTrs, ^\circ C$	$\Delta vTr35mil, ^\circ C$	$\Delta vE, J$
81M-33A	NT-1	5.77E+18	403	28	16	14	16	-18
81M-33A	HAZ	unirr.	unirr.	-79	-69	-60	-77	165
81M-33A	HAZ	5.03E+18	398	-66	-56	-45	-57	157
				$\Delta vTr30, ^\circ C$	$\Delta vTr50, ^\circ C$	$\Delta vTrs, ^\circ C$	$\Delta vTr35mil, ^\circ C$	$\Delta vE, J$
81M-33A	HAZ	5.03E+18	398	13	13	15	20	-8
81M-33A	HAZ,pre-irr. thermally aged(475 °C × 3000h)	unirr.	unirr.	-78	-61	-49	-61	181
81M-33A	HAZ,pre-irr. thermally aged(475 °C × 3000h)	5.41E+18	407	-66	-49	-41	-51	173
				$\Delta vTr30, ^\circ C$	$\Delta vTr50, ^\circ C$	$\Delta vTrs, ^\circ C$	$\Delta vTr35mil, ^\circ C$	$\Delta vE, J$
81M-33A	HAZ,pre-irr. thermally aged(475 °C × 3000h)	5.41E+18	407	12	12	8	10	-8

Table 3.24--Charpy impact properties (84M-35A).

Capsule	Material	Fluence, n/cm ² E>1MeV	Irr. temp, °C	vTr30, °C	vTr50, °C	vTrs, °C	vTr35mil, °C	vE, J
84M-35A	NT-1, pre-irr. thermally aged(450 °C × 10000 h)	unirr.	unirr.	-61	-43	-34	-50	206
84M-35A	NT-1, pre-irr. thermally aged(450 °C × 10000 h)	5.60E+18	406	-73	-50	-10	-50	180
				$\Delta vTr30, ^\circ C$	$\Delta vTr50, ^\circ C$	$\Delta vTrs, ^\circ C$	$\Delta vTr35mil, ^\circ C$	$\Delta vE, J$
84M-35A	cl.2, base(S52), pre-irr. thermally aged(450 °C × 10000 h)	5.60E+18	406	-12	-7	24	0	-26

vTr30:DBTT at 30 ft-lb(41J) level, vTr50:DBTT at 50 ft-lb(68J) level, vTrs: DBTT of 50% shear fracture, vTr35mil:DBTT at 0.89mm of lateral expansion
vE: upper shelf energy

Table 3.25--Electrochemical testing results

Test material	Fluence, n/cm ² E>1MeV	Irr. temp., °C	De-embrittling	Secondary peak, mA/m ²
NT-1	none	none	none	14.3
NT-1	none	none	none	9.2
NT-1	none	none	none	12.7
NT-1	none	none	none	10.4
NT-1	2.40E+19	410	none	18.0
NT-1	2.40E+19	410	none	18.6
NT-1	2.40E+19	410	none	17.6
NT-1	2.40E+19	410	575°C × 1h	15.3
NT-1	2.40E+19	410	575°C × 1h	17.9
NT-1	1.20E+20	388	none	23.3
NT-1	1.20E+20	388	none	27.7
NT-1	1.20E+20	388	none	39.9
NT-1	1.20E+20	388	none	23.9
NT-1	1.20E+20	388	none	25.5
NT-1	1.20E+20	388	none	25.3
NT-1	1.20E+20	388	575°C × 1h	15.3
NT-1	1.20E+20	388	575°C × 1h	17.6
NT-1	1.20E+20	388	575°C × 1h	20.0
NT-1	1.20E+20	388	575°C × 1h	15.9
NT-1	1.20E+20	388	575°C × 1h	14.2

付録

焼きならし・焼き戻しの熱時効試験データについては、前ページ参考文献(3)(4)(6)(9)に一部データが報告されているが、ここに高温材料強度研究室が実施したすべての熱時効試験結果を掲載しておく。

なお、表中 cl.1 とは次の化学成分、熱処理条件による焼きなまし 2 1/4Cr-1Mo 鋼である。また、cl.2 は Table 2.1 中の NT-1 である。

Table A-1-- Chemical compositions (wt %) and heat treatment for cl.1 steel.

Designation	C	Si	Mn	P	Ni	Cr	S	Cu	Mo	As	Sn
A387 Gr.22 Cl.1(annealed)											
cl.1	0.13	0.07	0.52	0.009	0.12	2.32	0.0009	0.07	1.03	0.007	0.007

austenized at 900/925°C for 5 h, cooled at a rate of 60°C/h, PWHT

Table A-2-- Results of thermal aging experiments.

時効温度(°C)	時効時間(h)	鋼種	σ_y (MPa)	U.T.S. (MPa)	El (%)	vTr30 (°C)	vTr50 (°C)	vTrs (°C)	vTr35mil. (°C)	vEmax (J)	F.I.F (%)	L.M.P
as-received	0	cl.1, base	260	481	29.0	-17	-9	16	-14	228	0.00	***
as-received	0	cl.2, base	500	620	23.0	-87	-80	-58	-82	211	0.00	***
as-received	0	cl.2, HAZ	495	611	18.1	-66	-60	-47	-57	196	0.00	***
as-received	0	cl.2, weld	569	644	14.6	-18	-6	3	-11	191	0.00	***
400	3000	cl.2, base	492	615	22.8	-78	-72	-58	-74	220	2.27	15.80
400	3000	cl.2, HAZ	487	611	18.1	-91	-77	-64	-80	188	1.35	15.80
400	3000	cl.2, weld	542	642	17.3	-20	-8	2	-10	191	8.57	15.80
400	10000	cl.1, base	276	496	30.0	-15	-12	13	-16	218	0.05	16.15
400	10000	cl.2, base	490	616	22.9	-80	-75	-48	-77	239	4.51	16.15
400	10000	cl.2, weld	549	640	16.1	-21	-11	2	-16	173	7.06	16.15
400	30000	cl.1, base	243	495	28.1	-19	-9	23	-16	213	0.64	16.47
400	30000	cl.2, base	491	619	22.8	-71	-54	-34	-61	211	5.05	16.47
400	30000	cl.2, HAZ	476	605	16.8	-78	-53	-38	-56	141	6.74	16.47
400	30000	cl.2, weld	542	639	16.0	-3	13	23	8	179	14.66	16.47
440	7000	cl.1, base	262	498	30.0	-17	-8	33	-15	224	***	17.00
440	7000	cl.2, base	477	607	22.2	-59	-44	-16	-49	197	15.72	17.00

440	7000	base cl.2, weld	556	643	15.0	-4	4	9	3	172	13.43	17.00
450	1000	cl.2, base	487	615	24.1	-83	-69	-53	-74	223	5.19	16.63
450	1000	cl.2, weld	532	637	17.9	-4	8	8	1	197	0.84	16.63
450	3000	cl.2, base	479	613	23.9	-70	-58	-35	-57	211	8.10	16.97
450	3000	cl.2, weld	542	642	17.2	-11	3	8	0	196	2.17	16.97
450	10000	cl.2, base	476	589	25.5	-54	-43	-29	-34	206	15.73	17.35
450	30000	cl.1, base	242	493	29.4	-9	1	33	-6	212	2.25	17.70
450	30000	cl.2, base	485	605	20.9	-54	-38	-12	-43	220	15.22	17.70
450	30000	cl.2, HAZ	482	597	16.4	-53	-31	-31	-34	172	26.10	17.70
450	30000	cl.2, weld	542	632	16.0	17	33	48	18	170	36.30	17.70
450	50000	cl.2, base	473	605	24.2	-51	-39	-10	-36	208	21.80	17.86
450	50000	cl.2, weld	514	638	15.8	21	31	41	31	177	37.68	17.86
475	240	cl.2, base	***	***	***	-81	-72	-53	-71	206	***	16.74
475	1000	cl.2, base	481	609	21.6	-76	-64	-37	-68	210	6.70	17.20
475	1000	cl.2, weld	538	637	16.1	-11	-1	11	-4	201	13.02	17.20
475	3000	cl.1, base	269	491	33.9	-7	0	28	-3	234	1.28	17.56
475	3000	cl.2, base	478	602	23.7	-67	-58	-37	-57	226	11.91	17.56
475	3000	cl.2, HAZ	496	601	18.2	-56	-43	-26	-48	175	9.09	17.56
475	3000	cl.2, weld	548	627	17.2	-3	8	18	4	203	5.12	17.56
475	10000	cl.2, base	488	607	23.0	-71	-59	-34	-63	213	11.79	17.95
475	10000	cl.2, weld	547	624	15.0	-6	8	13	-1	175	8.60	17.95
475	50000	cl.2, base	481	594	21.5	-59	-44	-17	-41	204	16.87	18.47
500	30	cl.2, base	***	***	***	-84	-76	-54	-76	214	***	16.60
500	240	cl.2, base	***	***	***	-82	-68	-40	-70	207	***	17.30
500	500	cl.2, base	482	592	22.4	-78	-58	-30	-61	207	***	17.55
500	1000	cl.2, base	476	588	24.4	-66	-56	-37	-58	215	11.70	17.78
500	3000	cl.2, base	480	593	21.6	-64	-51	-28	-54	217	18.31	18.15

500	10000	base cl.2, base	471	584	22.4	-64	-51	-35	-26	209	8.51	18.55
525	100	base cl.2, base	456	571	23.1	-76	-63	-47	-62	207	3.70	17.56
525	500	base cl.2, base	456	573	22.5	-81	-71	-48	-71	198	8.54	18.11
525	1000	base cl.2, base	456	567	23.8	-81	-66	-45	-68	207	3.76	18.35
550	100	base cl.2, base	***	***	***	-89	-71	-40	-78	228	6.58	18.11
550	500	base cl.2, base	***	***	***	-79	-74	-53	-75	212	4.91	18.68
550	1000	base cl.2, base	461	572	24.1	-78	-66	-43	-69	215	2.66	18.93