

© 1984 ISIJ

圧力容器用 Cr-Mo 鋼溶接熱影響部のクリープ延性と金属組織

論文

石黒 徹*・村上 賀国*²・附田 之欣*・大西 敬三*³

Metallurgical Factors Affecting the Creep Ductility of the Weld HAZ of Cr-Mo Pressure Vessel Steels

Thoru ISHIGURO, Yoshikuni MURAKAMI, Tadayoshi TSUKEDA and Keizo OHNISHI

Synopsis:

Recently, the intergranular creep cracking was found at the weld joints of high temperature reactors made by the 1 1/4Cr-0.5Mo pressure vessel steel. The cracking is caused by the fact that the coarse grain region of weld heat affected zone of low creep rupture ductility is located at the stress concentration sites.

For the purpose of suitable material selections, creep rupture behavior of the synthetic HAZ was studied for various Cr-Mo steels containing 1 to 5% chromium. Both the creep rupture ductility and notched sensitivity of the weld HAZ were found to be remarkably improved by increasing Cr contents.

Effects of the Cr content on the rupture ductility were discussed on various metallurgical view points. Some results imply that improved rupture ductility caused by higher Cr contents is attributed to reducing γ/α transformation temperatures, avoiding the formation of high density Mo₂C carbides and decreasing the size of grain boundary carbides.

In order to prevent the creep cracking of the weld joint, therefore, the application of Cr-Mo steels of higher Cr content is recommended for the pressure vessel used in higher temperatures over 500°C.

1. 緒 言

Cr-Mo 低合金鋼は石油精製プラントなどにおける高温・高圧圧力容器材料として多数の製造、使用体験を積み重ね、その長期使用時の安全性は焼もどし脆性、水素脆性、水素侵食性などの観点から評価が行われ^{1)~3)}、使用温度、環境条件を考慮した適切な材料選定が行われるようになってきた。しかしながら、近年、クリープ変形が支配的となる高温度域で長時間使用された圧力容器の溶接熱影響部粗粒域に粒界型クリープき裂の発生、進展が経験されることがあり、圧力容器材料の経時劣化の問題点の1つとなつて^{3)~5)}。

き裂の発生は 1 1/4Cr-0.5Mo 鋼など Cr 含有量の低い Cr-Mo 鋼において特に問題となり、ノズル取付溶接部などの応力集中部がき裂発生個所と一致しており、クリープ破断延性の低下によるものと考えられる。これらの延性低下現象はクリープ脆性として、不純元素の粒界偏析⁴⁾⁵⁾、析出炭化物の形態^{6)~8)}、溶接後熱処理条件⁹⁾などとの関連で検討がなされており、A1+B の複合添加により溶接熱影響部の延性の改善がなされることなど

が報告されている¹⁰⁾。従来の研究報告に一致してみられる点は 1% のオーダーの比較的低い Cr 含有量を有する Cr-Mo 鋼で溶接熱影響部の延性低下が生じやすいことであるが⁹⁾¹⁰⁾、延性低下現象と化学組成、炭化物の形態および変態組織など金属組織的要因との関連性に関する不明な点が多い。本報では 1% から 5% の範囲で Cr 含有量の異なる Cr-Mo 鋼を対象とし、溶接熱影響部のクリープ破断性質の評価を行い、材料選定に際する適正化を計る上での基礎データを得るとともに、延性低下現象と金属組織との関連性について 2, 3 の考察を実施した。

2. 実験方法

本研究に用いた供試材は Cr 含有量が 1~5% の範囲で異なる 8 種の Cr-Mo 鋼であり、化学組成を Table 1 に示す。この内、供試材 A, B, C および D はいずれも商用ヒート余長部より採取した試料であり、C および D は焼もどし脆化感受性の軽減を目的として真空カーボン脱酸法により製造されているため、Si 含有量が低い³⁾。また供試材 E, F, G および H は Cr 含有量の影響を調

昭和 58 年 4 月本会議講演大会にて発表 昭和 58 年 12 月 9 日受付 (Received Dec. 9, 1983)

* (株)日本製鋼所材料研究所 (Materials Research Laboratory, The Japan Steel Works Ltd., 4 Chatsucho Muroran 051)

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

*³ (株)日本製鋼所材料研究所 工博 (Materials Research Laboratory, The Japan Steel Works Ltd.)

Table 1. Chemical compositions of the samples (wt %).

No.	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Al	As	Sn
A	0.14	0.30	0.54	0.013	0.010	1.16	0.57	0.031	0.008	0.009
B	0.15	0.58	0.49	0.008	0.008	1.35	0.49	0.027	0.008	0.010
C	0.15	0.01	0.48	0.009	0.008	2.42	1.06	0.004	0.006	0.009
D	0.15	0.01	0.48	0.008	0.008	3.02	1.00	0.005	0.007	0.007
E	0.15	0.03	0.46	0.003	0.004	1.05	0.99	0.008	0.003	0.003
F	0.16	0.01	0.46	0.007	0.004	2.28	1.00	0.005	0.003	0.003
G	0.15	0.01	0.46	0.003	0.004	3.20	1.00	0.005	0.003	0.003
H	0.15	0.01	0.46	0.004	0.005	5.02	0.99	0.005	0.003	0.003

A, B, C, D commercial heat (920°C Normalizing, 650°C Tempering)
E, F, G, H experimental heat

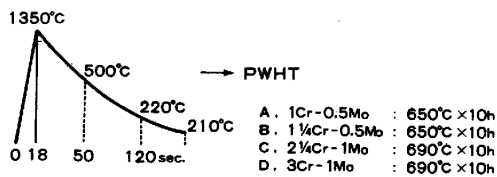


Fig. 1. Conditions of weld thermal cycles.

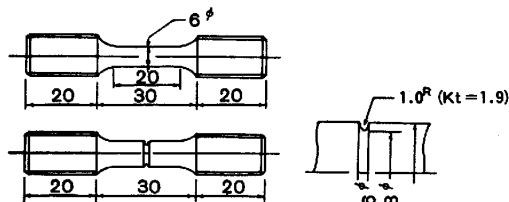


Fig. 2. Specimens used for the creep rupture test.

査することを目的として 50 kg 真空高周波炉により溶製した実験ヒートであり、厚さ 20 mm、幅 110 mm の板状に熱間鍛造後、焼準-焼もどし熱処理 (920°C×2h AC, 650°C×4h AC) を行い供試材とした。

溶接熱影響部粗粒域 (以下 HAZ 粗粒化部) の再現は高周波加熱方式溶接熱サイクル負荷装置により実施した。Fig. 1 に HAZ 再現条件を示すが、外径 13 mm の丸棒を 1350°C まで昇温後、冷却速度を図のように制御し、所定の溶接後熱処理 (以下 PWHT) を行いクリープ破断試験に供した。この熱サイクル条件はサブマージアーク溶接時の 40 kJ/cm の入熱条件を考慮し設定したものであり、800°C から 450°C までの平均冷却速度は約 15°C/s である。また HAZ の変態組織とクリープ破断性質との関係を調べることを目的として、1350°C からの冷却速度を意図的に変えた試料を作成した。Fig. 2 は平滑および切り欠きクリープ破断試験片の形状を示すが、高周波加熱時の試験片軸方向温度分布を考慮し、平滑試験片の平行部は 20 mm とした。また HAZ のクリープ破断性質の評価は実機使用条件を考慮し 550°C の試験条件で実施した。また、1350°C からの降温中の変態温度範囲をディラトメータにより測定するととも

に、非水溶媒系電解液定電流電解分離法により抽出した炭化物の X 線回折、吸光光度法による炭化物組成の定量分析、および電子顕微鏡観察を行った。

3. 実験結果

3.1 再現 HAZ のクリープ破断性質

商用ヒートより採取した供試材 A, B, C および D を対象に再現 HAZ 試料の 550°C における平滑、切り欠きクリープ破断性質を比較した。HAZ 試料の PWHT 条件は実機圧力容器製作時の標準条件を考慮し、供試材 A, B は 650°C, 10h 供試材 C, D は 690°C, 10h とした。

Fig. 3 に実際にクリープき裂の発生を体験している 1 1/4 Cr-0.5Mo 鋼 (供試材 B) の平滑材の破断試験結果を同一鋼種の母材の試験データと比較して示した。母材と HAZ 粗粒化部の破断性質の相異は大きく、破断絞り値で表したクリープ延性が HAZ で低いこと、および長時間側で HAZ の破断寿命が母材を下廻る傾向にあることがわかる。Fig. 4 は 4 種の供試材について得た平滑、切り欠き破断試験結果を相互に比較したものである。2 万 h を超える長時間側までのデータの採取を完了した

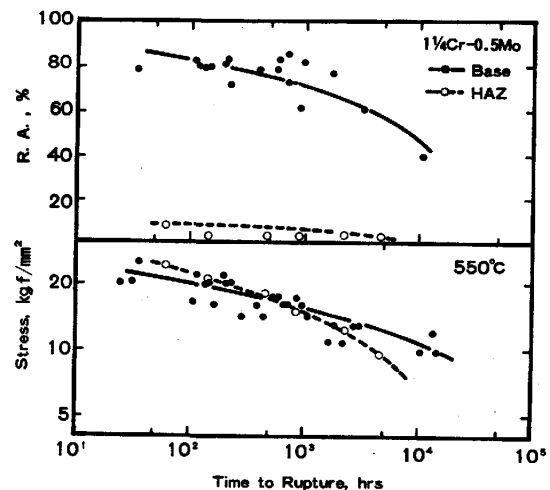


Fig. 3. Results of the creep rupture test of the 1 1/4Cr-0.5Mo base and HAZ samples.

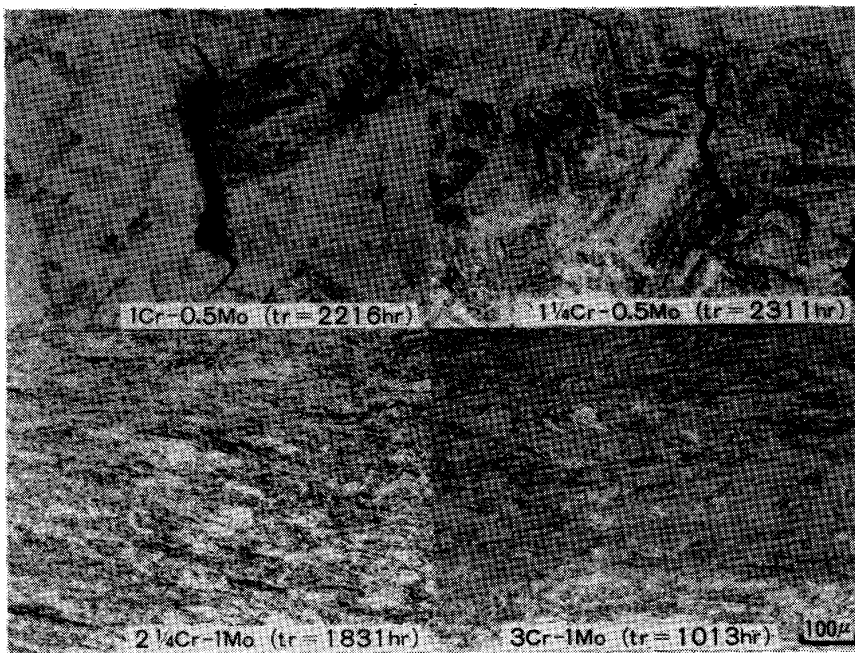


Photo. 1. Micrographs of the axial cross section in creep rupture specimens of the HAZ sample.

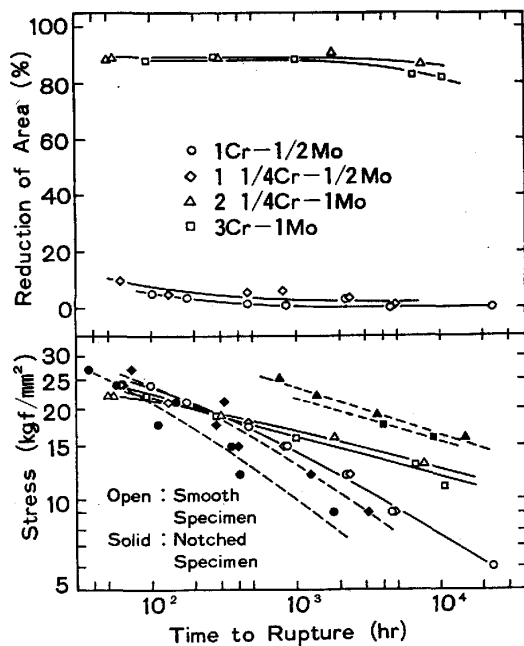


Fig. 4. Results of the creep rupture test for the weld HAZ samples.

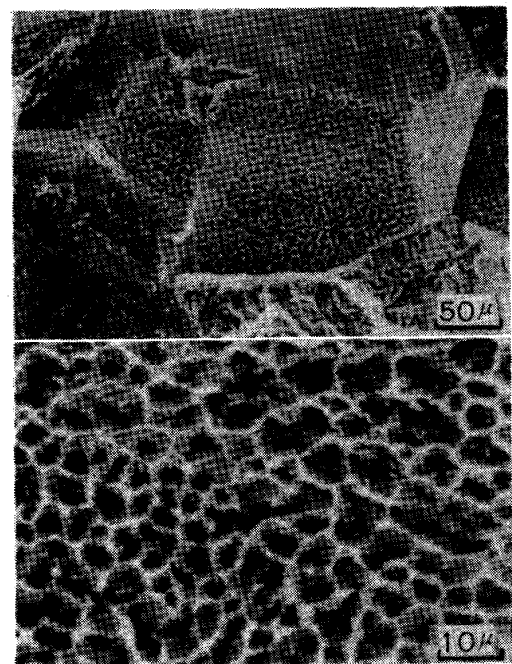


Photo. 2. Grain boundary creep voids observed in the rupture specimen of the $1\frac{1}{4}\text{Cr}-0.5\text{Mo}$ HAZ sample (550°C , 12 kgf/mm^2 , $2\,311\text{ h}$).

が、HAZ のクリープ破断性質の各供試材間の差は極めて大きい。Cr 含有量の低い $1\text{Cr}-0.5\text{Mo}$ 鋼および $1\frac{1}{4}\text{Cr}-0.5\text{Mo}$ 鋼のクリープ破断値は著しく低下しており、一方 $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼、 $3\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼は長時間破断側まで約 80% の高い絞り値を維持している。破断延性の低い供試材 A, B では応力-破断時間曲線の勾配はきつく、また切り欠きの存在により破断寿命の低下がみれる。一般に高い破断延性を有する材料は切り欠き部での塑性変形の拘束により切り欠き強化を呈するが、延性の低い

供試材 A, B は明らかな切り欠き弱を示している。これらの結果は圧力容器に検出されるクリープき裂が応力集中の存在する溶接 HAZ で $1\frac{1}{4}\text{Cr}-0.5\text{Mo}$ に多いことと一致しており、乙黒ら⁴⁾が示すように、切り欠き弱体化度はき裂発生抵抗性を評価する上での重要な尺度となるものと考えられる。

Photo. 1 には平滑試片破断部近傍の組織の観察例を示した。延性の低い供試材 A, B は旧オーステナイト粒界に沿った粒界破壊であり、供試材 C, D は大きな塑性

変形をともなつた粒内破断である。Photo. 2 は供試材 B の破断部近傍を液体窒素中で強制的に破壊し、破断面に表れたクリープき裂を走査型電顕で観察した結果である。き裂はクリープポイドの生成と連結により形成されており、ポイド内には $0.5 \mu\text{m}$ 程度の炭化物が観察される。粒界炭化物を起点としてクリープポイドの形成された様相がうかがえる。

3.2 PWHT 温度の影響

Fig. 4 は各供試材間で PWHT 温度の異なる条件で焼もどされた HAZ 試料を対象に得られた結果であり、鋼種間の性質の差の評価にはさらに PWHT 温度の影響を検討することが必要である。Fig. 5 は供試材 B の HAZ 試料の PWHT 温度を 630°C から 725°C の範囲で変え、 550°C のクリープ破断試験を行った結果である。 700°C を超える PWHT 条件で破断絞りのわずかな向上が認められるものの、なお破断延性は低い。

3.3 Cr 含有量の影響

Cr-Mo 鋼 HAZ のクリープ破断性質と合金組成との関連性をさらに検討するため、Mo 含有量を 1% に統一した供試材 E, F, G および H を対象に Cr 含有量の影響のみに着目したクリープ破断試験を実施した。再現 HAZ 試料の PWHT 条件は 675°C , 8h および 690°C , 8h の 2 条件であり、 550°C , 18 および 22 kg/mm^2 の試験条件での破断寿命、破断絞りを Cr 含有量をパラメータにとり、Fig. 6 に示した。PWHT 温度の上昇により破断延性は改善される傾向にあるが、クリープ破断特性は Cr 含有量によつて大きく変化しており、Cr 量の増加による破断寿命の減少と破断延性の向上と

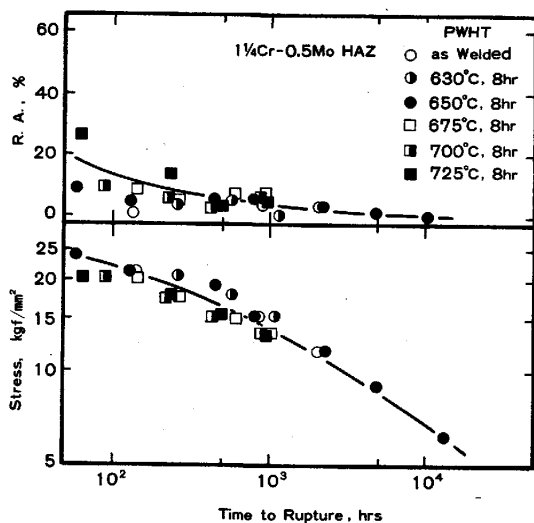


Fig. 5. Effects of the PWHT condition on creep rupture properties of the $1\frac{1}{4}\text{Cr}-0.5\text{Mo}$ HAZ sample.

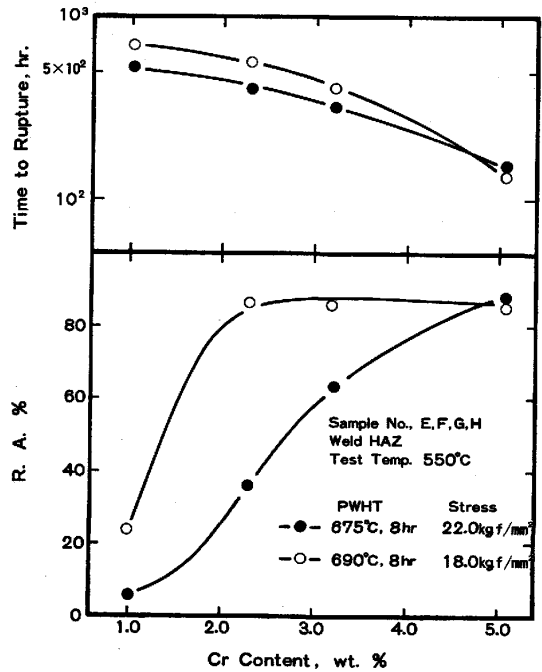


Fig. 6. Effects of Cr contents on creep rupture properties of the Cr-Mo weld HAZ sample.

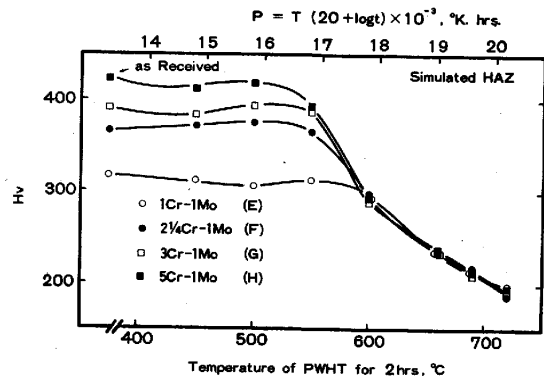


Fig. 7. Effects of the Cr content on the Vickers hardness of the weld HAZ sample.

が確認できる。これらの結果は Fig. 4 に示した 4 種の Cr-Mo 鋼 HAZ のクリープ破断延性の相異が Cr 含有量の大小に直接起因していることを示すものであり、 500°C を超える高温クリープ温度域で使用する圧力容器は Cr 含有量の高い Cr-Mo 鋼により製作されるべきものと言えよう。以下には HAZ のクリープ破断特性と Cr 含有量との強い関連性に関し、金属組織的観点から考察することとする。

4. 考 察

4.1 Cr 含有量と HAZ 変態組織

HAZ の金属組織と Cr 含有量の関連性を検討することを目的として供試材 E, F, G および H を対象に再現 HAZ 試料の焼もどし軟化挙動を調査し、Fig. 7 の結果

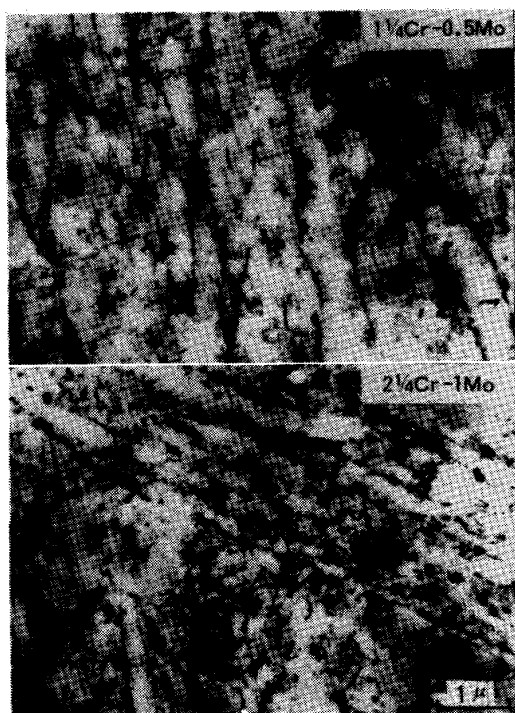


Photo. 3. Transmission electron micrographs of the $1\frac{1}{4}\text{Cr}-0.5\text{Mo}$ and $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ weld HAZ samples (PWHT : 690°C , 8h).

を得た。 600°C を超える温度で PWHT を行つた後の HAZ のビッカース硬度は各供試材間でほぼ等しく、クリープ破断延性の差を PWHT 後の硬度の差で説明することはできない。しかしながら、 Fig. 7 において注目すべき点は焼入状態での硬度値が Cr 含有量の増加により明らかに上昇していることである。この硬度の差を Cr の固溶強化によるものとみるのは無理であり、HAZ の金属組織が Cr 含有量によって大きく異なることが示唆される。

Photo. 3 は HAZ のクリープ破断延性に大きな相異を認めた $1\frac{1}{4}\text{Cr}-0.5\text{Mo}$ 鋼 (供試材 B) および $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼 (供試材 C) の再現 HAZ 試料を透過型電顕により観察した結果の例である。試料には 690°C , 8h の PWHT 処理が施されているが、Cr 含有量の低い $1\frac{1}{4}\text{Cr}-0.5\text{Mo}$ 鋼 HAZ のペーナイト・ラス幅は粗であり、ラス境界に認められる炭化物の析出状況は上部ペーナイトの特徴を示している。また $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼 HAZ は下部ペーナイトあるいはマルテンサイトの焼もどし組織を呈している。これらの組織差は Cr の焼入性向上作用により生じたものと考えられる。また、 Fig. 8 は Cr 含有量の異なる供試材について 1350°C からの γ/α 変態温度域をディラト・メータにより実測した結果である。変態開始温度 (T_s)、終了温度 (T_f) はともに Cr 含有量の増加にともない低温域へ移行しており、HAZ 変態組織が Cr 含有量の高い鋼種で下部ペーナイト、マ

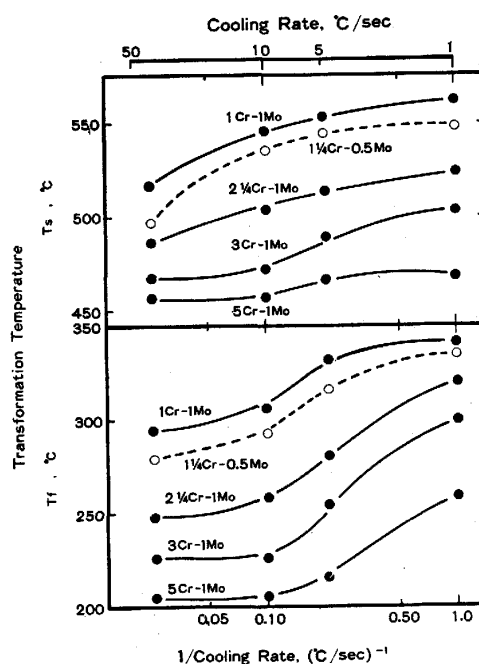


Fig. 8. Effects of the Cr content on the transformation temperature from 1350°C of the Cr-Mo weld HAZ sample.

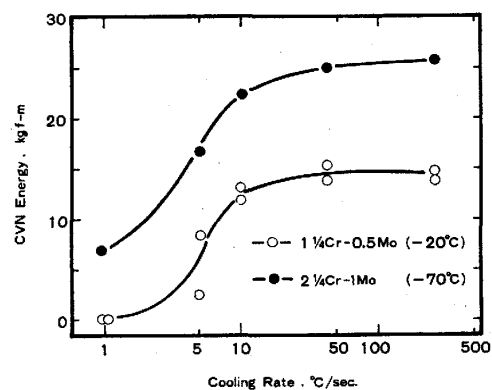


Fig. 9. Effects of the cooling rate from 1350°C on the Charpy impact energy of $1\frac{1}{4}\text{Cr}-0.5\text{Mo}$ and $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ weld HAZ sample.

ルテンサイトへと変化してくることがわかる。 Fig. 7 の焼もどし軟化曲線において焼入硬さが Cr 含有量の低い鋼種で低い値を呈しているのは変態温度域が高温側にあるため上部ペーナイトが形成され、また自己焼もどしが生じやすいことによるものであろう。

これらの変態組織の差は衝撃靱性にも明らかな影響を与えている。 Fig. 9 は供試材 B および C を対象に、 1350°C からの冷却速度を意図的に変化させた再現 HAZ 試料のシャルピー衝撃値を冷却速度をパラメータにとり示したものである。衝撃試験温度は $1\frac{1}{4}\text{Cr}-0.5\text{Mo}$ 鋼で -20°C 、 $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼で -70°C と異なっているが、 $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼がより高い靱性を有していること、および冷却速度の低下にともない、両鋼種とも靱性値の

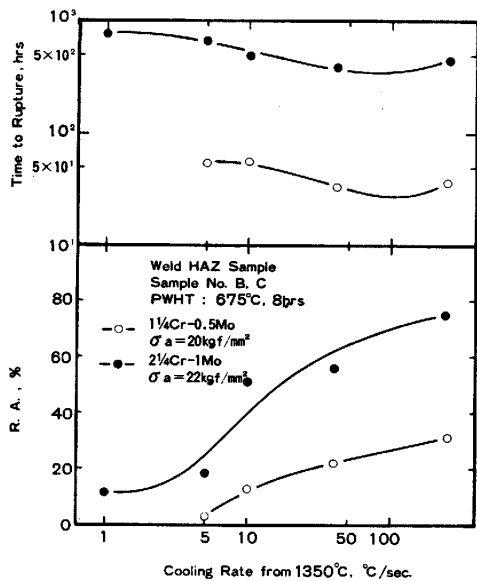


Fig. 10. Effects of the cooling rate from 1350°C on the creep rupture properties of the Cr-Mo weld HAZ sample.

減少が生じていることがわかる。これらの結果は Cr-Mo 鋼 HAZ の金属組織が Cr 含有量およびそれともなる変態温度域の差により大きく相異なることを示しており、Fig. 4, Fig. 6 で把握した HAZ のクリープ破断特性はこれらの変態組織と密接に関連していることを考えなければならない。

4.2 変態組織とクリープ破断性質

圧力容器の溶接工程で HAZ の冷却速度を人為的に操作することは難しいが、ここでは変態組織とクリープ破断性質との関連性を明らかにするため、1350°C からの冷却速度を広範囲に変えた試料を作成し、550°C のクリープ破断試験に供した。供試材は 1 1/4Cr-0.5Mo および 2 1/4Cr-1Mo の 2 種であり、HAZ の再現後、675°C, 8h の PWHT 処理を行った。Fig. 10 は 1 1/4Cr-0.5Mo では 20 kg/mm², 2 1/4Cr-1Mo では 22kg/mm² の応力条件での破断寿命、破断伸びを冷却速度をパラメータにとり示したものである。両供試材とも、1350°C からの冷却速度の低下にともない破断伸びが減少する傾向を呈しており、HAZ のクリープ破断延性が優れていると判断した 2 1/4Cr-1Mo 鋼においても、冷却速度の低下により、延性の低下が生ずることがわかる。一方、Fig. 11 は同様の要領で作成した試料について、550°C, 19 kg/mm² の試験条件でクリープ伸びを計測し、冷却速度とクリープ強さの関係を調査した結果である。冷却速度の低下によりクリープ強さは逆に上昇する傾向を呈しており、クリープ変形抵抗にも変態組織の差が影響をおよぼしていることがわかる。

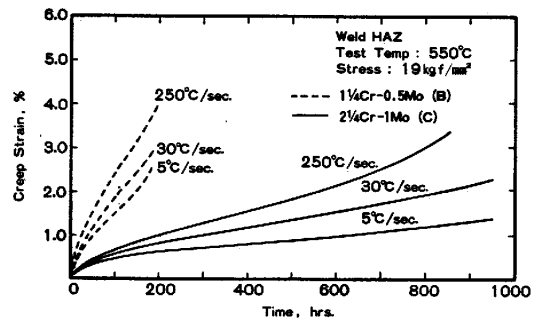


Fig. 11. Effects of the cooling rate from 1350°C on the creep strength of the 1 1/4Cr-0.5Mo and 2 1/4Cr-1Mo weld HAZ samples.

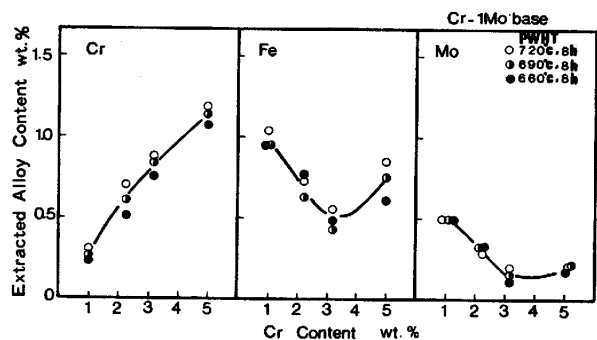


Fig. 12. Results of the chemical analysis of the extracted carbide of the HAZ samples containing 1 to 5% Chromium.

これらの補足実験の結果から、HAZ のクリープ破断性質が変態組織の差と密接に関連していることが現象的に把握された。冷却速度の低下による変態温度域の高温移行は下部組織の粗粒化をもたらし粒内のクリープ変形抵抗を増加させる。この粒内強度の増加は粒界との相対強度差からクリープ破断延性を減少させる一因となろう。しかしながら、Fig. 11 に示したように 1 1/4Cr-0.5Mo 鋼のクリープ変形抵抗は 2 1/4Cr-1Mo 鋼よりも小さく、各種の Cr-Mo 鋼 HAZ のクリープ破断延性の相異はクリープ強さのみで説明するのはなお困難である。さらに析出炭化物の形態に関する次項の検討を必要とする。

4.3 炭化物の析出形態

Cr 含有量による HAZ の炭化物の析出形態の相異は炭素との化学結合力の問題とともに、先に述べた変態温度域の相異の両者から生ずることが考えられる。まず Fig. 12 は Cr 含有量の異なる供試材 E, F, G および H を対象に再現 HAZ 試料の炭化物組成を電解抽出残渣の化学分析により調査した結果である。図には抽出残渣中の Cr, Fe, および Mo 量をバルクに対する百分率で表し、試料の Cr 含有量をパラメータにして示したものであるが、炭化物組成は Cr 含有量により大きく変化する。

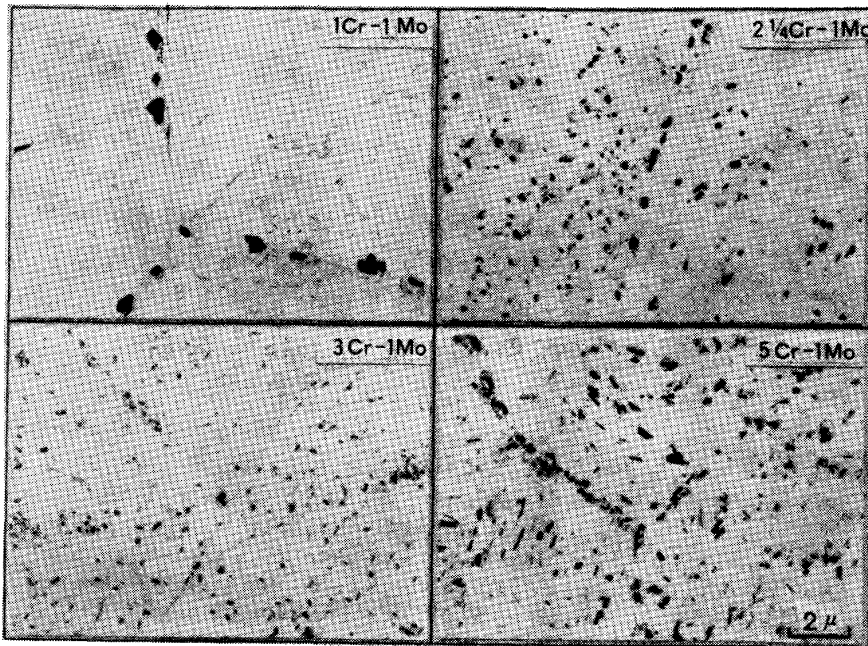


Photo. 4. Carbides precipitated at pre-Austenite grain boundary of the Cr-Mo HAZ sample.

Table 2. Summary of the X-ray diffraction analysis of the precipitated carbide for HAZ samples.

Sample	Conditions of PWHT	Relative Intensity ⁽¹⁾			
		Fe ₃ C	Mo ₂ C	M ₇ C ₃	M ₂₃ C ₆
1Cr-1Mo (E)	660°C, 8h	S	S	W	—
	690°C, 8h	S	S	W	—
	720°C, 8h	S	S	M	—
2 ¹ / ₄ Cr-1Mo (F)	660°C, 8h	S	S	M	M
	690°C, 8h	M	S	S	M
	720°C, 8h	W	M	S	S
3Cr-1Mo (G)	660°C, 8h	W	M	S	M
	690°C, 8h	—	W	M	S
	720°C, 8h	—	—	W	S
5Cr-1Mo (H)	660°C, 8h	—	—	M	S
	690°C, 8h	—	—	W	S
	720°C, 8h	—	—	—	S

(1) Determination of relative intensities was performed for each sample.
S : Strong, M : Medium, W : Weak

ている。Cr 含有量の増加にともない炭化物中の Cr は増大し、また Fe, Mo は逆に減少する傾向を示し、5% の Cr を含有する試料では炭化物中の Fe, Mo が再び増加している。また Table 2 は Mo ターゲットを用い抽出残渣の X 線回折を行い、同定された炭化物の回折線強度を 3 段階に分類し表示した結果である。Cr 含有量の低い供試材 E では Fe₃C および Mo₂C が強い回折線として同定されるが、Cr 含有量の増加にともない Fe₃C, Mo₂C は減少し、M₇C₃, M₂₃C₆ のより安定な炭化物が増加している。5% の Cr を含有する供試材 H での炭化物中の Fe, Mo の増加は、1 個当たりの炭素原子を固定するに要する合金元素数をもつとも大な M₂₃C₆ が炭化物の大部分を占めるためであろう。これらの炭化物の析出形態から、析出強度度合の大な Mo₂C を含む HAZ

はクリープ強さが大なるものと予測できる。Fig. 6 に示した Cr 含有量とクリープ破断性質の関連性を調査した結果において、クリープ破断寿命が Cr 含有量の増加に比例して減少しているのは、Mo₂C の析出密度の減少によるものとみれる。Cr 含有量の低い鋼種での Mo₂C による粒内の強化はクリープ破断延性の低下の一因となり得るであろう。

破断延性に関与するもう 1 つの要因として旧オーステナイト粒界面の炭化物の析出形態の相異を挙げることができる。Photo. 4 は炭化物のサイズ、分散状況を調査することを目的として Cr 含有量の異なる供試材 E, F, G および H を対象に HAZ 再現試料 (PWHT 条件, 690°C, 8h) を抽出レプリカ法により観察した結果である。この観察において粒内の微細な炭化物は必ずしも抽出されていないが、旧オーステナイト粒界面に析出した炭化物サイズは Cr 含有量の低い鋼種において明らかに大きい。クリープ破断延性の低い 1Cr-1Mo 鋼に認められる 0.5 μm のオーダの粗大炭化物は 4.1 項で検討したように γ/α 変態が高温領域で生ずるため、1350°C からの冷却中に γ 粒界に析出し、PWHT 処理中にさらに成長したものであろう。これらの粒界面の粗大炭化物の存在は粒界面の結合力を低下させ粒界割れ感受性を増大させるため、クリープ破断延性の劣化の原因となることが考えられよう。Fig. 10 に示した冷却速度と破断延性との関連性にも粒界炭化物のサイズが影響しているものとみられよう。

これまでの考察において把握した Cr の作用は母材の金属組織にも類似の効果をもたらすことが考えられる。

しかし溶接熱影響部粗粒域は母材の焼準温度と比較してはるかに高い高温領域まで加熱されるため、結晶粒の粗大化と炭化物の完全固溶による粒内炭化物の微細分散が生じ、母材とは異なるクリープ破断性質を示すのであろう。既存の圧力容器用 Cr-Mo 鋼において、Cr 含有量は HAZ のクリープ破断延性に重要な影響を与えており、Cr 量の増加は

- 焼入性向上作用による低温変態生成組織化
- Mo_2C 炭化物の析出密度の減少による粒内クリープ変形抵抗の低減
- 変態温度低下による粒界炭化物の微細化

などの複合作用により HAZ の破断延性の向上に寄与しているものと考えられる。

5. ま と め

高温・高圧圧力容器材料として使用される各種の Cr-Mo 鋼 HAZ 粗粒化部のクリープ破断性質を評価し、使用条件に即した適切な材料選定を行う上での基礎データを得た。本研究により得られた知見をまとめれば以下のとおりである。

(1) 1 から 5% の Cr 含有量を有する Cr-Mo 鋼 HAZ のクリープ破断延性は Cr 含有量により支配されており、 500°C を超えるクリープ温度域で使用する圧力容器は $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo 鋼など Cr 含有量の高い材料により製作することが必要であろう。

(2) HAZ のクリープ破断延性の低下はクリープ破壊時に切り欠き弱化的原因となり、応力集中の存在する溶接継手部でのクリープき裂発生を容易にしている。

(3) PWHT 温度の上昇は破断延性を改善する要因の 1 つであるが、1Cr-0.5Mo, $1\frac{1}{4}$ Cr-0.5Mo 鋼 HAZ

部でその効果は小さく有効な対策とはならない。

(4) Cr 含有量の増加にともなう HAZ 部クリープ破断延性の向上は

- 焼入性向上作用による HAZ 部の低温変態生成組織化
- 変態温度の低温移行による粒界炭化物の微細化
- Mo_2C 炭化物の析出密度の減少による粒内クリープ変形抵抗の低減

など Cr 自身の作用に起因しているものと考えられる。

文 献

- 1) W. E. ERWIN and J. G. KERR: WRC Bulletin 275, Welding Research Council (1982) Feb.
- 2) API Publication 941, Third Edition (1983) May [American Petroleum Institute]
- 3) Y. MURAKAMI, T. NOMURA and J. WATANABE: ASTM STP 755 (1982), p. 383
- 4) 高松利男, 乙黒靖男, 塩塚和秀, 橋本勝邦: 鉄と鋼, 65 (1979), p. 851
- 5) H. R. TIPLER and B. E. HOPKINS: Metal Science, 10 (1976) Feb., p. 47
- 6) L. G. EMMER, C. D. CLAUSER and J. R. Low, Jr.: WRC Bulletin 183, Welding Research Council (1973) May
- 7) L. M. T. HOPKIN and E. A. JENKINSON: JISI, 202 (1964), p. 929
- 8) F. B. PICKERING: Iron and Steel, 41 (1968) Apr., p. 148
- 9) 高松利男, 乙黒靖男, 塩塚和秀, 橋本勝邦: 鉄と鋼, 67 (1981), p. 774
- 10) 中西睦夫, 渡辺征一, 古澤 遵: 溶接学会誌, 50 (1981), p. 1088
- 11) R. G. BAKER and J. NUTTING: JISI, 192 (1959) p. 257
- 12) C. ROPER: Lukens Steel Company, RDR, 69-2, (1969) Jan.