

## 論 文

UDC 669.15'26'28-194 : 620.172.251.2 : 621.785.375

## Cr-Mo 鋼のクリープ脆化におよぼす溶接後熱処理の影響

高松 利男\*・乙黒 靖男\*<sup>2</sup>・塩塚 和秀\*・橋本 勝邦\*

## The Effect of Postweld Heat Treatment on Creep Embrittlement of Cr-Mo Steels

Toshio TAKAMATSU, Yasuo OTOGURO, Kazuhide SHIOTSUKA, and Katsukuni HASHIMOTO

## Synopsis:

The effects of PWHT (Postweld heat treatment) on creep embrittlement in weldment of Cr-Mo steels for use of boiler and chemical reactor vessels were investigated.

The correlation among rupture ductility, density and damping capacity was also investigated.

The following results were obtained.

- (1) The rupture ductility of HAZ (heat affected zone) increased with increasing PWHT temperature.
- (2) Intergranular cracking which reduced the ductility was observed under an optical microscope in the earlier period of the secondary creep stage when PWHT had been carried out at lower temperature.
- (3) The creep embrittlement of HAZ generally corresponded with decreasing density and increasing damping capacity.
- (4) The creep embrittlement of HAZ of 1Cr-1/2Mo steel was severer than that for 2 1/4Cr-1Mo steel.
- (5) The service temperature where the severest embrittlement occurred was between 500 and 550°C for the HAZ of 1Cr-1/2Mo steel and between 550 and 600°C for that of 2 1/4Cr-1Mo steel.

## 1. 緒 言

重油脱硫装置などの高温化学装置用材料として広く使用されている Cr-Mo 鋼は数十年の稼働を経て、最近その使用中ぜい化がクローズアップされて来た。

この問題は、高温で長時間稼働後、衝撃遷移温度が上昇する、すなわち靱性が低下する低温での問題とクリープ破断試験において破断延性が著しく低下し、切り欠きクリープ破断強度が平滑材のそれより低下する、いわゆる切り欠き弱化をもたらす高温での問題すなわちクリープぜい化に大別される。

前者は一種の焼もどしぜい化であるといわれており、Cr-Mo 鋼では 2 1/4 Cr-1Mo 鋼について数多くの研究<sup>1)~7)</sup> がなされ、Step Cooling 法などの加速ぜい化試験法も提案されているが、その他の 1Cr-1/2Mo 鋼、1 1/4 Cr-1/2Mo 鋼などについては、実装置でのぜい化の事例が認められるものの、実験室的再現は困難であった。

後者は、その原因として不純物の粒界偏析、炭化物の析出状況の変化など諸説<sup>1)8)~12)</sup> があり、まだ十分に明ら

かにされていない。このクリープぜい化現象は Cr-Mo 鋼母材ではあまり見られないが、すでに著者らも報告<sup>13)</sup> したように実装置の溶接熱影響部の割れに関連して、その原因究明および対策が急がれている。

本報告では、1Cr-1/2Mo 鋼および 2 1/4 Cr-1Mo 鋼において、母材にくらべクリープぜい化の著しいことの知られている溶接熱影響部について、まず応力除去焼なまし温度 (以下 PWHT 温度と記載) のぜい化におよぼす影響を調べた結果を 3.1 で述べる。その結果 PWHT 条件の影響がかなり著しいことがわかつたので、その経時変化を調査するために、クリープ試験を中断して組織、比重および自由減衰法による内部摩擦 (ダンピング性) を測定した。その結果を 3.2 で述べる。最後に 3.3 では PWHT 条件と試験温度とからクリープぜい化温度領域を検討した。

## 2. 供試鋼と実験方法

各実験に用いた鋼は Table 1 に示す化学組成を有する、転炉溶製、通常工程で製造した板厚 32 mm の A 387-12 (1Cr-1/2Mo 鋼) および板厚 25 mm の A 387-22

昭和 54 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 55 年 3 月 31 日受付 (Received Mar. 31, 1980)

\* 新日本製鉄(株)製品技術研究所 (Products R & D Laboratories, Nippon Steel Corp.)

\*<sup>2</sup> 新日本製鉄(株)製品技術研究所 工博 (Products R & D Laboratories Nippon Steel Corp., 5-10-1 Fuchinobe Sagamihara 229)

Table 1. Chemical compositions of steels used in the experiment (wt%).

Element Material	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Cu	As	Sn	Sb	Al	N
A387-12	0.13	0.25	0.59	0.010	0.004	0.90	0.48	0.03	0.004	0.002	0.002	0.002	0.0060
A387-22	0.09	0.29	0.51	0.012	0.005	2.27	0.97	0.02	0.003	0.002	<0.003	<0.002	0.0068

Table 2. Heat treatment conditions.

A387-12	B.M		910°C × 60min.AC + 730°C × 30min.AC	+PWHT
	HAZ	Peak temp.	1350°C	
		Cooling rate	800 → 500°C : 20sec.	
A387-22	B.M		910°C × 60min.AC + 720°C × 30min.AC	+PWHT
	HAZ	Peak temp.	1350°C	
		Cooling rate	800 → 500°C : 20sec.	

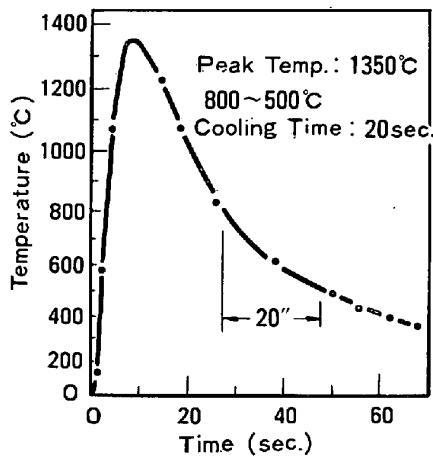
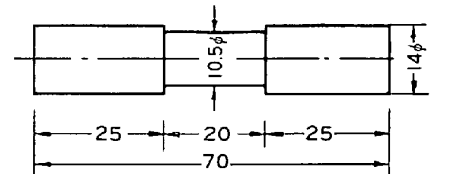


Fig. 1. Heat cycle of synthetic HAZ.

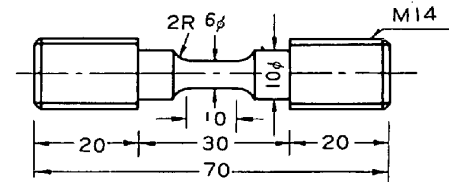
(2¼ Cr-1Mo 鋼)の鋼板である。

熱処理は Table 2 に示すように A387-12 の母材については 910°C × 60 min 空冷 + 730°C × 30 min 空冷, A387-22 については, 910°C × 60 min 空冷 + 720°C × 30 min 空冷の焼ならし+焼もどしをそれぞれ行つた。またこれまでの研究で溶接熱影響部 (以下 HAZ と記載) のとくにボンド部近辺が最もぜい化が激しかつたのでこれに相当する試料を溶接熱サイクル再現装置で作成した。与えた熱サイクルは Fig. 1 に示すように最高加熱温度はボンド部に相当する 1350°C で, 冷却条件は 800~500°C の間の冷却時間を 20 s とした。

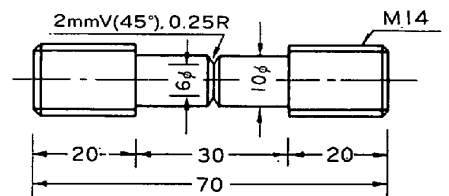
クリープ破断試験は Fig. 2 に示す平滑および切り欠き試験片を用い, 3-1 の実験では Table 3 に示すように PWHT 温度を変えてクリープぜい化と切り欠き弱化の関係を調べた。PWHT 温度はその影響をはつきりさせるために実用温度をはさんでやや広範囲にふらせた。試



a) Specimen for synthetic HAZ



b) Creep rupture test specimen with smoothed surface



c) Creep rupture test specimen with notched surface

Fig. 2. Geometries of the specimens.

Table 3. Post weld heat treatment conditions.

A387-12	650°C × 3h	690°C × 3h	720°C × 3h	750°C × 3h
A387-22	690°C × 3h	720°C × 3h	750°C × 3h	780°C × 3h

験温度は 550°C で 10<sup>3</sup> h での破断伸びと 10<sup>3</sup> および 10<sup>4</sup> h の破断応力を求めた。

3-2 では試験片の大きさの関係から 3-1 の実験と同一

試料のほかに再現熱サイクル相当の熱処理として 1250°C×5 min 保持後水冷の熱処理も併用した。これらの試料を用いてクリープぜい化に伴う内部変化を知るためにクリープ途中で試験を中断して組織、比重、および自由減衰法によるダンピング特性の変化を測定した。3-3 ではクリープ破断試験温度を 500, 550, 600°C と変え、クリープぜい化度が試験温度により、さらには PWHT 条件によりいかに変化するかを検討した。

### 3. 実験結果と考察

#### 3.1 クリープぜい化と PWHT 条件

これまでの研究<sup>13)</sup>で Cr-Mo 鋼の母材でのクリープぜい化は小さく、HAZ のそれはかなり著しいことが明らかにされている。また長期間使用された実装置でき裂が発見されるのは HAZ がほとんどであるところから、溶接熱サイクル再現装置による HAZ 相当材のクリープ特性におよぼす PWHT 条件の影響を、平滑材、切り欠き材について調べた。

Fig. 3, 4 に A387-12 鋼について、PWHT を 650°C×3 h, 720°C×3 h と変えた場合のクリープ破断試験の結果を示す。650°C×3 h ではクリープ破断伸びの低下が著しく、かつ切り欠きクリープ破断強度が極度に低いうえに、切り欠き強化への遷移がかなり早い時期に起こっている。この切り欠き強化から弱化する遷移点の時間を知るることによつて、クリープぜい化の傾向を知ることが可能なことは以前に報告したとおりである。Fig. 4 の 720°C×3 h の場合には、クリープ破断伸びは破断時間が 500 h 以上のところではかなり低くなつてはいるが、切り欠きクリープ強度はかなり改善され切り欠き弱化する遷移点は、破断時間が 1500 h 程度のところまで延びて来ており、PWHT 温度の上昇により、かなりクリープぜい化が改善されることを示している。母材については延性は十分あり、破断強度も平滑材は、HAZ のそれとほぼ同じで、切り欠き材はこの範囲では(破断 10000 h まででは)切り欠き強化の状態にあり、この図

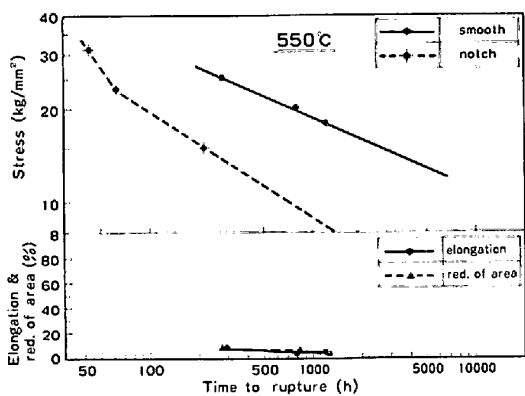


Fig. 3. Creep rupture properties of synthetic HAZ specimens of A387-12 steel postweld heat treated for 3 h at 650°C. (Test temp. 550°C)

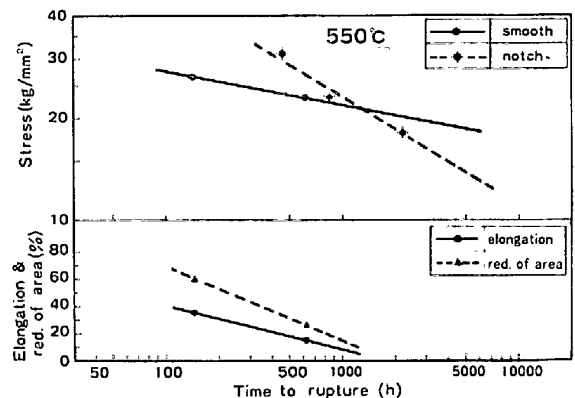


Fig. 5. Creep rupture properties of synthetic HAZ specimens of A387-22 steel postweld heat treated for 3 h at 690°C. (Test temp. 550°C)

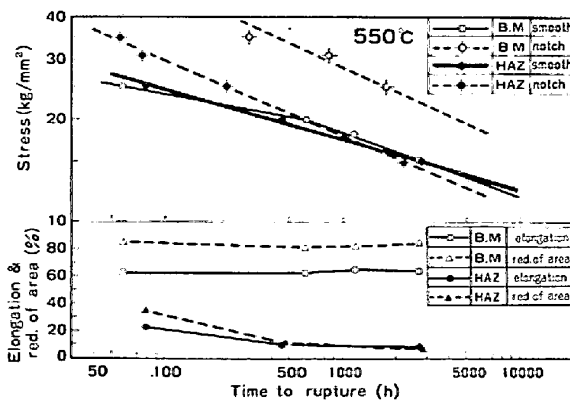


Fig. 4. Creep rupture properties of A387-12 postweld heat treated for 3 h at 720°C. (Test temp. 550°C)

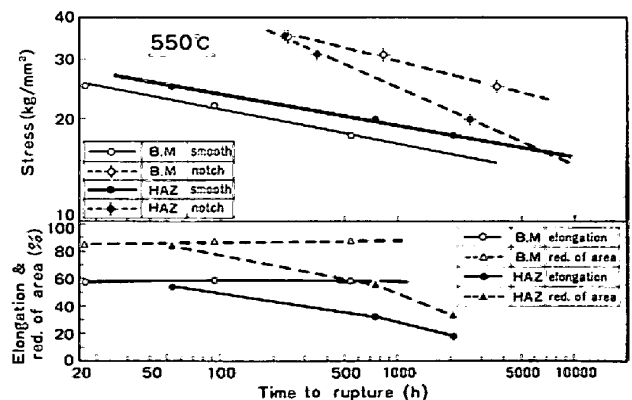


Fig. 6. Creep rupture properties of A387-22 steel postweld heat treated for 3 h at 720°C. (Test temp. 550°C)

からも母材のクリープぜい化はほとんど問題にならないことがわかる。Fig. 5, 6 には A387-22 鋼 HAZ のクリープ破断強化および延性について PWHT 690°C, 720°C の影響をそれぞれ示す。破断伸びは、いずれの PWHT 温度でも A387-12 鋼よりはかなり大きく、690°C×3 h では破断時間 600 h で伸びが 20% をやや下まわり切り欠き弱体化への遷移点は 1000 h を上まわつたところにある。しかるに、720°C×3 h では伸びが 20% を下まわるのは、破断時間が 2000 h 程度以降であり、切り欠き弱体化への遷移点も 6000 h と大幅に長時間側に移っている。この鋼の母材の平滑材と切り欠き材のクリープ破断曲線の交点は 10000 h を遙かにこえたところであり、やはり母材のクリープぜい化は HAZ にくらべ著しく軽度である。

つぎに Fig. 7 は、それぞれの鋼種について 10<sup>3</sup> h, 10<sup>4</sup> h での平滑、切り欠き材のクリープ破断強度と 10<sup>3</sup> h での破断伸びを PWHT 温度を横軸にしてまとめたものである。

A387-12 鋼 HAZ では破断伸びは PWHT 温度の上昇とともに徐々に回復し、PWHT 750°C では約 15% にまで増大する。また平滑材では破断強度がほとんど PWHT 温度の影響を受けないが、切り欠き材では 10<sup>3</sup> h, 10<sup>4</sup> h とともに PWHT 温度の上昇とともに破断応力は増大し、750°C の PWHT を施すと 10<sup>4</sup> h でもなお切り欠き強化の状態にある。つまり PWHT 温度の上昇とともに遷移点が長時間側に移動し、ぜい化しにくくなっていることを示している。この図からも A387-12 鋼 HAZ には 750°C の PWHT が、クリープぜい化防止にかなり効果があることが分かる。

また A387-22 鋼 HAZ については破断伸びは PWHT 温度の上昇とともに著しく大となり、690°C で 14% の

値が、750°C で 62%、780°C で 69% にも達する。切り欠き破断強度は平滑材強度と比較してみると、10<sup>3</sup> h では PWHT が 690°C の点で両者が近づいており、遷移点が近いことを示しているが、PWHT が 720°C 以上では 10<sup>3</sup> h でまだ切り欠き強化の状態である。また 10<sup>4</sup> h でみると PWHT が 720°C ではやや切り欠き弱体化の状態にあるが、それ以上の温度では切り欠き強化となり遷移点は遙かに長時間側で、クリープぜい化の程度は極めて軽微である。この結果から A387-22 鋼 HAZ でも 750°C の PWHT を行えばクリープぜい化は十分防止可能と考えられる。またクリープ破断延性が 20%~30% ある状態では、10<sup>4</sup> h でも切り欠きクリープ強度は平滑材強度を十分上まわつており、クリープぜい化による早期破壊の危険性は極めて少ないといえる。

### 3.2 クリープ中における HAZ の粒界弱化

HAZ クリープ破断特性の差異を明らかにするため、まず HAZ 平滑試験片の各 PWHT 温度での顕微鏡組織を調べた。

その一例を Photo. 1 に示す。A387-12 鋼の HAZ では PWHT が 650°C×3 h の場合には粒内変形はほとんどなく、旧オーステナイト粒界に非常に鋭いき裂が走っている。PWHT 温度の上昇につれ粒内変形が徐々に大となり 750°C×3 h では粒界が大きく口を開き、これとともに破断伸びも大となつている。A387-22 鋼の HAZ の組織は、690°C×3 h ではき裂は小さく鋭く、粒の変形がわずかに起こりかけている。720°C×3 h では粒がかなり大きく変形している。750°C×3 h 以上ではき裂は少なく粒が大きく塑性変形することによって破断伸びが極めて大きくなつたといえる。

このような現象は粒内および粒界の相対的な強度差にもとづくものと考えられるので、粒内強度を代表するものとして、PWHT 後の硬さと 550°C 高温引張強さを調べた。その結果を Fig. 8 に示す。この図からみて両鋼 HAZ の粒内強度はほぼ同様の値を示しており、前述の PWHT 温度によるクリープ破断特性の差を説明できない。したがって、このようなクリープ破断延性の差は粒界特性の差にあるといえる。

では粒界き裂はどの時点で生じるのであろうか。これは実装置の余寿命推定にも極めて重要な点である。そこで A387-12 鋼に最高加熱温度 1350°C の溶接熱サイクル再現 HAZ を与え、その後 675°C×3 h の PWHT を行つた試料について、550°C 応力 16 kg/mm<sup>2</sup> のクリープ試験を行い、破断寿命の 12% (48 h), 30% (120 h), 54% (216 h) で試験を中断してその内部組織を調査した。破断寿命の 54% の試験片には、Photo. 2 のよう

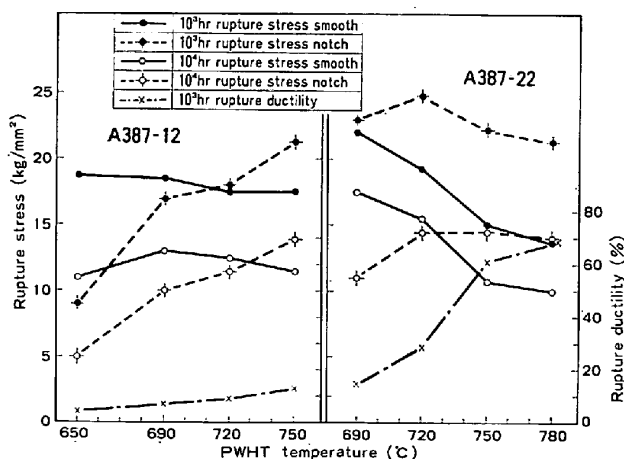


Fig. 7. The effect of PWHT temperature on creep rupture properties for A387-12 and A387-22 steels.

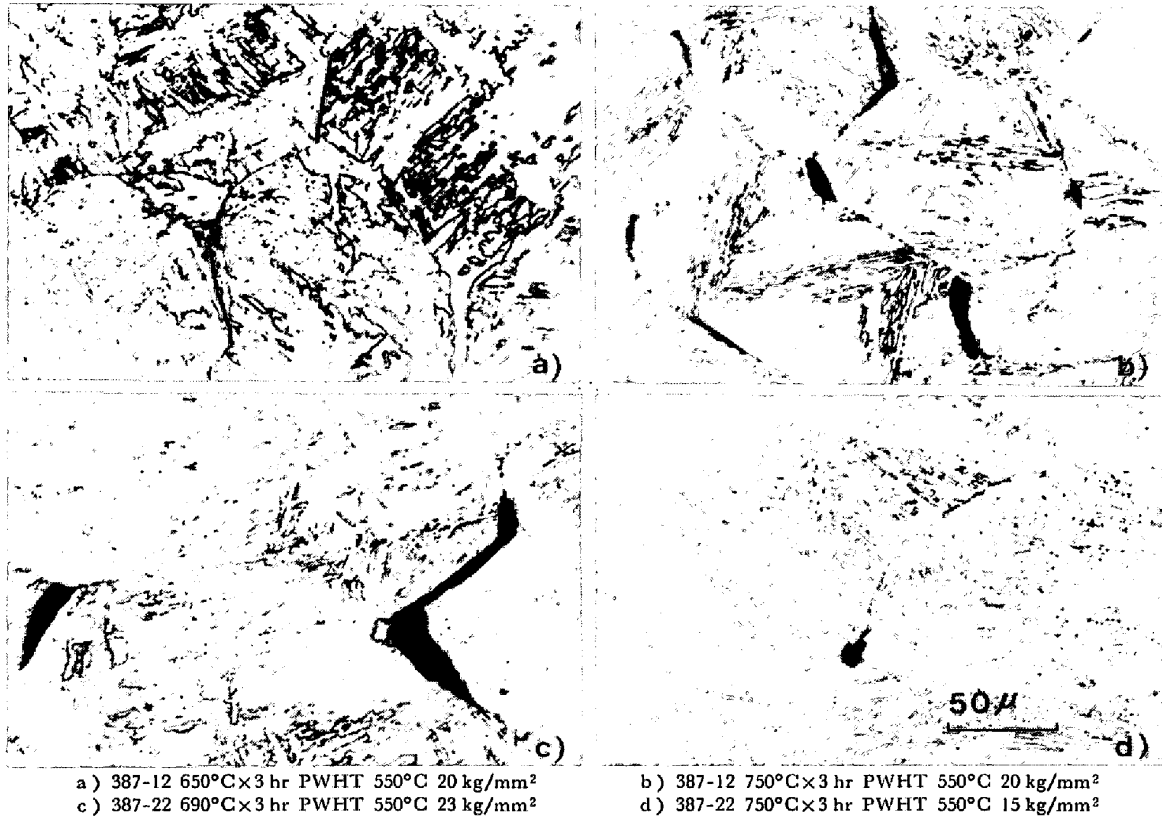


Photo. 1. Microphotographs of synthetic creep ruptured specimens.

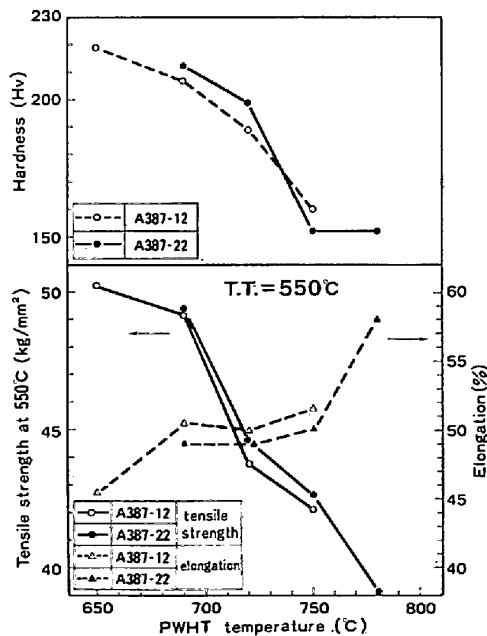


Fig. 8. The effects of PWHT temperature on hardness and tensile strength at 550°C for synthetic HAZ specimens of A387-12 and A387-22 steels.

その結果を Table 4 に示すが、加熱のみの場合および応力下でも破断寿命の 12% までは、伸び、絞りともほとんど変化なく 30% でやや変化があらわれ、54% では大きく減少しており、Photo. 2 から明らかなように粒界損傷が生じたことを示している。つぎに A387-12, A387-22 鋼の再現 HAZ を各 PWHT 温度ごとに、破断寿命の 50% で試験を中断し、550°C の高温引張試験を行つてみると、Table 5 のごとく A387-12 では 650°C PWHT でのみ伸び、絞りに低下が認められ、A387-22 では 690°C PWHT にのみ低下が認められ、前述の Photo. 2, Table 4 の結果とも考え合わせて粒界損傷の生じていることが推察される。A387-12 の 750°C PWHT, A387-22 の 780°C PWHT ではともに伸び、絞りの低下は認められず、PWHT 温度の高いほど粒界損傷の起きにくいことを示している。この PWHT 温度の影響は、すでに述べたように、切り欠き弱化への遷移点に対する PWHT 温度の影響とよく類似しており、クリープ破断寿命の 50% での高温引張試験の伸び、絞りの低下が、クリープぜい化の一つの目安となることを示唆している。

に粒界に鋭いき裂が発生している。この状況が高温引張特性にどのような影響を与えるかを HAZ 相当の試料で調査した。

新谷ら<sup>14)</sup>は粒界ポイドと比重との間にはよい相関があることを報告しているが、この粒界損傷、すなわち粒界での空隙の有無を、A387-22 について比重の変化か

ら推定することを試みた。試料は A387-22 鋼の再現 HAZ を用い、破断寿命が約 1000 h になる応力をかけ、500 h でクリープ試験を中断した後熱影響部のみを

Table 4. Tensile properties after various thermal histories for A387-12 steel quenched for 5 min at 1250°C and postweld heat treated for 3 h at 675°C

Thermal history		0.2%P.S.	T.S.	El.	R.A.
		kg/mm <sup>2</sup>		%	
N+T+675°C×3h FC		24.9	35.6	33.9	86.0
Q+675°C×3h FC	As Q. PWHT	44.4	50.1	22.2	85.3
	Heating (550°C: 216h)	41.9	48.0	20.4	82.6
	Creep (550°C, 16kg/mm <sup>2</sup> , 48h)	40.7	46.8	23.4	81.2
	Creep (550°C, 16kg/mm <sup>2</sup> , 120h)	40.5	46.1	19.3	83.0
		40.7	47.2	18.7	67.6
Creep (550°C, 16kg/mm <sup>2</sup> , 216h)	40.9	46.9	6.7	19.3	
	39.4	42.2	2.7	6.2	

切り出し、表面研磨後精密天秤を用い大気中およびフタル酸エチル液中で重量を測定し、その差から体積を計算して比重を求めた。この場合温度変化および液の流動は測定精度を落とすので、大気中測定後液が静止する最短の時間で液中の測定を行うよう心掛けた。その結果を Fig. 9 に示す。690°C PWHT のように粒界損傷の起こっているものでは、 $\Delta D/D$  がかなり大きく、750°C、780°C PWHT では極めて小さく、損傷の有無とよい相関を示している。ここで D はクリープ試験前の比重、 $\Delta D$  は前後の比重差である。

一方、鋼材の制振効果を高める方法としてオーステナイトステンレス鋼を粒界腐食させる方法が報告<sup>15)~17)</sup>されているが、これは金属の内部摩擦、すなわち金属の内部で振動エネルギーが熱エネルギーに変換され、機械振動が減衰する現象を利用したものであり、このことから粒界損傷の程度を内部摩擦により測定できる可能性が示唆される。

そこで A387-12 鋼について前述の高温引張試験片と同様の溶接熱影響部相当の熱処理を与えた後、破断寿命

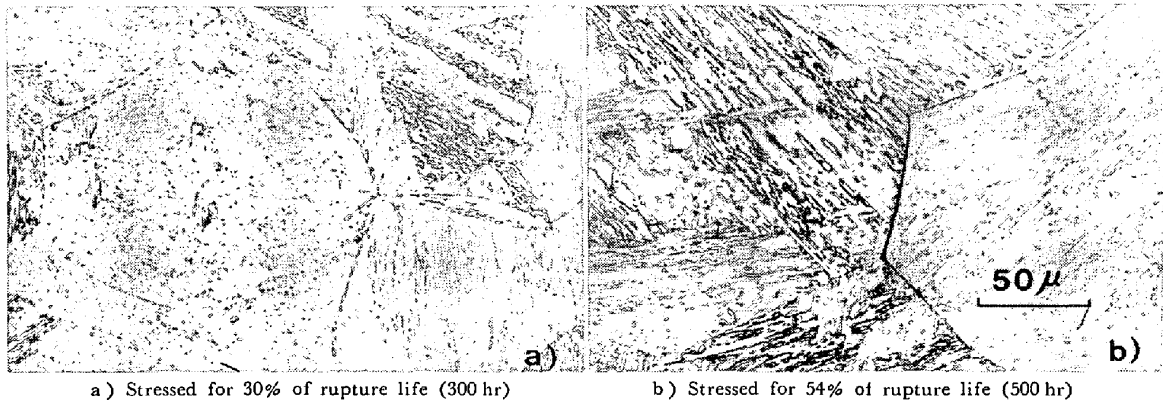


Photo. 2. Microphotographs of synthetic HAZ specimens of A387-12 steel creep tested at 550°C under stress of 16 kg/mm<sup>2</sup>.

Table 5. Tensile properties at 550°C for synthetic HAZ specimens of A387-12 and A387-22 steels before and after creep test.

Steel	PWHT condition	Before creep test			After creep for 500h at 550°C				
		T.S.	El.	R.A.	T.S.	El.	R.A.	$\sigma$	t/tr
		kg/mm <sup>2</sup>	%		kg/mm <sup>2</sup>	%		kg/mm <sup>2</sup>	%
A387-12	650°C×3h FC	50.2	45.5	88.4	43.2	38.0	55.5	19	50
	750°C×3h FC	42.1	51.5	86.0	35.4	57.0	84.3	17.5	50
A387-22	690°C×3h FC	49.4	53.5	88.9	44.5	41.0	75.0	22	53
	780°C×3h FC	39.1	58.0	85.3	32.2	65.0	86.6	13	53

t: creep test time(500h), tr: creep rupture time

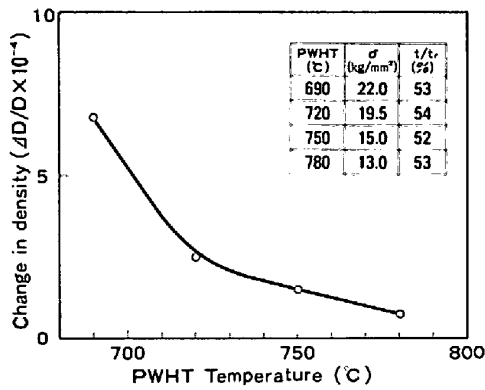


Fig. 9. The effect of PWHT temperature on change in density for A387-22 steel creep tested for 500 h at 550°C.

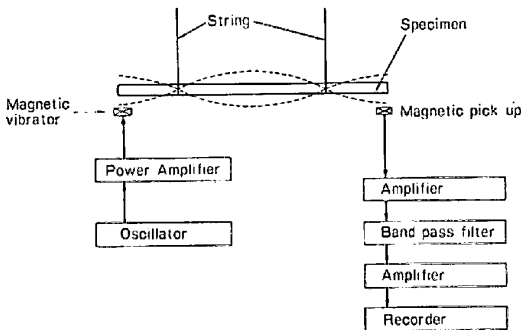


Fig. 10. Schematic diagram of damping measuring method.

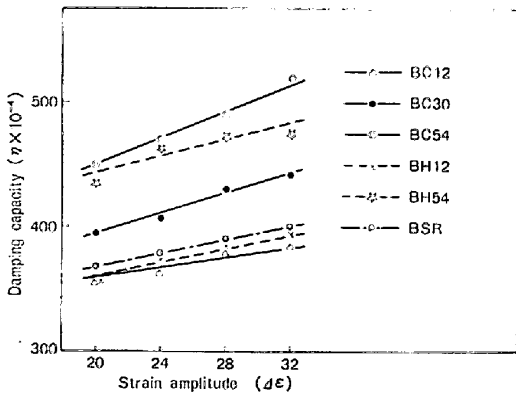


Fig. 11. Relation between strain amplitude and damping capacity.

の 12%, 30%, 54% の時間, 応力 16 kg/mm<sup>2</sup> でクリープ試験を行った試料と, 無応力で同一時間加熱した試料から 1.6 t × 10 w × 200 l (mm) の内部摩擦試験片を採取し, 電磁加振法で 20~32 × 10<sup>-5</sup> の歪み振幅で自由振動させ, 一次共振の減衰から内部摩擦値を算出した。

内部摩擦測定回路図および測定結果を Fig. 10, 11 に示す。

内部摩擦 ( $Q^{-1}$ ) は振動のエネルギーを  $E$ , 内部摩擦によって 1 周期中に失われるエネルギーを  $\Delta E$  とすると

$$Q^{-1} = \frac{1}{2\pi} \cdot \frac{\Delta E}{E}$$

で定義される。

自由振動の減衰は最初の振幅を  $A_0$ ,  $n$  番目の振幅を  $A_n$ , 対数減衰率  $\delta = \frac{1}{n} \ln (A_0/A_n)$  とすると,  $\delta \ll 1$  のとき

$$\frac{\Delta E}{E} = \frac{A_n^2 + A_{n+1}^2}{A_n^2} = 1 - e^{-2\delta} \approx 2\delta$$

従つて内部摩擦は

$$Q^{-1} = \frac{\delta}{\pi} = \frac{1}{\pi} \cdot \frac{1}{n} \ln (A_0/A_n)$$

によつて求めた。

減衰能は歪み振幅の大きいほど大きく現れるが, ばらつきを考慮して 4 水準の振幅に対する値をプロットした。

熱処理のまま材の BSR にくらべて破断時間の 12% すなわち 48 h クリープさせた試料 BC-12 および同時時間加熱のみした試料 BH-12 は, ほぼ同レベルにありほとんど粒界損傷を受けていない状態といえる。

ところが 30% すなわち 120 h クリープさせた場合は減衰能が若干高くなつており, 粒界損傷が進行していることを示唆していると考えられる。

破断寿命の 54% (216 h) に達すると減衰能はかなり高いレベルに達する。ここで応力の有無の影響を見ると, この段階では応力を受けた試料の方が高い減衰能を示しているように見受けられる。これは前述の Photo. 2 から明らかなように, 54% の段階ではすでに粒界に鋭いき裂が部分的に発生していることに起因するものと考えられる。しかしながら無応力状態でも減衰能はかなり高いレベルにあり, 減衰能の増大が必ずしもき裂のみに依存していないことがわかる。すなわち単なる加熱によつても粒界での炭化物析出, あるいは不純物の偏析等が起こつており, これら組織変化あるいは局部的な濃度勾配のごとき不連続性によつても減衰能が変化してくるものといえる。

このことは熱影響部相当材のシャルピー試験片の破面観察の結果からも予想されることであり, Photo. 3 に示すように PWHT ままの場合は破面がへき開破面であるのに対し, 550°C × 500 h 後の破面は明瞭な粒界破面であつて, 粒界の劣化が生じていることを示している。

つぎに前記内部摩擦試験片の自由振動による共振周波数とそれから求めたヤング率の値を Table 6 に示すが, このような物理常数については全く変化を示さない。

### 3.3 クリープぜい化温度領域

析出反応, 焼もどしぜい化を含めてこのような反応は温度-時間軸に対して図示すると一般に C 曲線を示すものである。すなわち反応がある温度領域に対して最も迅

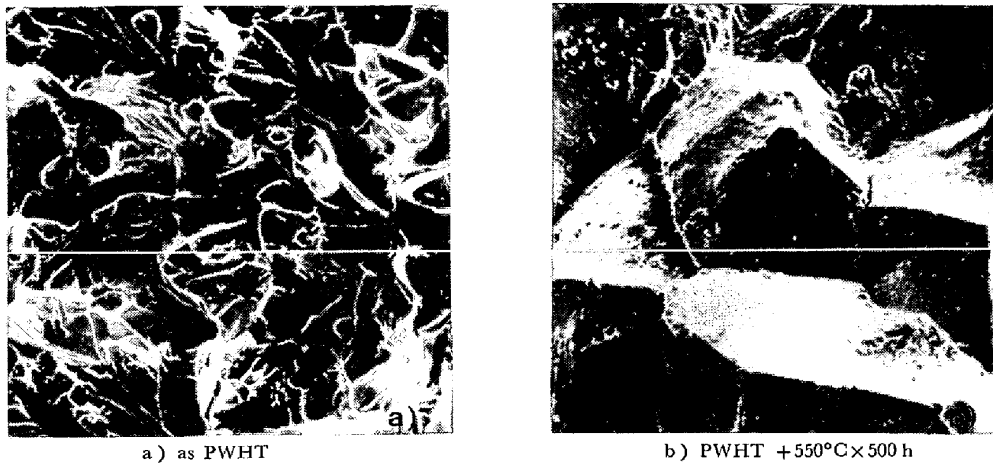


Photo. 3. Scanning electron micrographs of synthetic HAZ impact specimens for A387-22 steel.

Table 6. Young's modulus of simulated HAZ of 1Cr-1/2Mo steel after embrittlement.

Specimen	Stress (kg/mm <sup>2</sup> )	Heating condition	t/tr (%)	* <sub>1</sub> f <sub>0</sub> (Hz)	* <sub>2</sub> E (kg/mm <sup>2</sup> )
BC 12	16	550°C × 48h	12	210.1	2.08 × 10 <sup>4</sup>
BC 30	16	550°C × 120h	30	209.1	2.06 × 10 <sup>4</sup>
BC 54	16	550°C × 216h	54	209.9	2.08 × 10 <sup>4</sup>
BH 12	—	550°C × 48h	—	209.8	2.07 × 10 <sup>4</sup>
BH 54	—	550°C × 216h	—	209.7	2.07 × 10 <sup>4</sup>
BSR	—	No heating	—	210.7	2.09 × 10 <sup>4</sup>

\*<sub>1</sub> Resonance Frequency, \*<sub>2</sub> Young's Modulus

\* Heat treatment condition: 1250°C × 1min → W.Q, 675°C × 3h → F.C.

速に起こるため、その温度領域を明らかにすることは実用上極めて意義が大きい。

ぜい化に対する評価法としては前報<sup>13)</sup>でも述べたように種々の方法があるが、この場合はまず HAZ 平滑試験片と切り欠き試験片を用いて、切り欠き強化から切り欠き弱化へ移行する遷移点の、試験温度との関係を検討した。A387-12, A387-22 鋼に対する結果をそれぞれ Fig. 12, 13 に示す。試験温度 500, 550, 600°C における遷移点を結ぶと両鋼とも C 曲線となる。720°C × 3 h の PWHT を行つた HAZ は、この曲線の左側の条件ではほとんどクリープぜい化を起さないといえる。この図から、C 曲線のノーズは、A387-12 鋼では 500°C と 550°C の間、A387-22 鋼のそれは 550°C と 600°C の間にある。A387-12 鋼に比し A387-22 鋼は C 曲線が長時間側にシフトし、ノーズも高温になつている。これは著者らの前報<sup>13)</sup>における母材と HAZ での実験結

果と考え合わせて Cr 量の増加につれ、ぜい化が少なくなることを示していると考えられる。また HAZ のクリープぜい化は、旧オーステナイト粒界の性質に依存し、炭化物の形状、分布などの影響は少ない<sup>13)</sup>ので、この図の遷移点を結ぶ曲線が C 型となるのは、温度の上昇とともに粒界付近での不純物の濃度勾配が急になる<sup>13)</sup>ためぜい化が促進されるが、さらに温度が上昇すると、不純物の粒内溶解度が增大することにより濃度勾配がゆるくなることと、温度上昇につれて粒内強度が低下し、相対的に粒界強度が増大するために、延性回復となり切り欠き弱化を遅らせるものと考えられる。

つぎにクリープ破断伸びと試験温度、PWHT 条件をあわせて Larson Miller パラメータ (以下 L. M. P. と記載) により整理してみると、Fig. 14~Fig. 15 のごとくなり、母材の破断伸びは、いずれの鋼、いずれの試験温度、PWHT 条件でも非常に大きい。HAZ の破



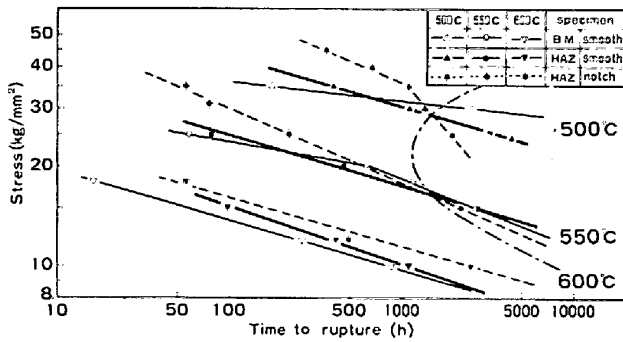


Fig. 12. Stress to rupture time curves at various test temperatures for A387-12 steel. (PWHT : 720°C×3 h→F. C.)

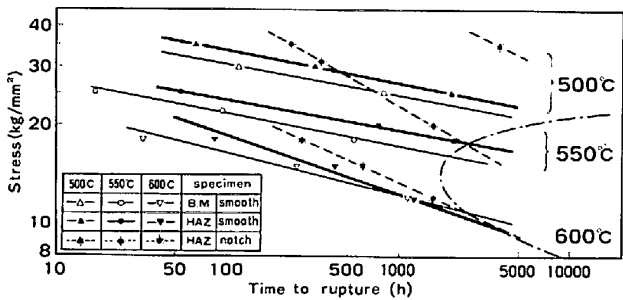


Fig. 13. Stress to rupture time curves at various test temperatures for A387-22 steel. (PWHT : 720°C×3 h→F.C.)

断伸びは、いずれもある L. M. P. で最低値を示す。A387-12 鋼は 690°C×7.5 h PWHT では L. M. P. 18~20 で伸びが低く、720°C×3 h では L. M. P. 19~20 で低い値をとり数 % にまで落ちる。一方 A387-22 鋼は 690°C×7.5 h では L. M. P. 19.3, 720°C×3 h PWHT では L. M. P. 19.5 に最低点があり伸び値は 14~15% である。このことは、A387-22(2¼ Cr-1Mo 鋼) にくらべ A387-12(1Cr-1/2Mo 鋼) はクリープぜい化が、より低温度短時間側でおこることを示しており、また PWHT の影響が強く現われていることを示している。

#### 4. 結 言

Cr-Mo 鋼のクリープぜい化のうち、1Cr-1/2Mo 鋼、2¼ Cr-1Mo 鋼について主として溶接部を対象に、PWHT 条件の影響を調査した。さらにぜい化度を非破壊的に調べる方法として比重、内部摩擦との関係を検討した。

得られた結果の要約は以下のとおりである。

(1) 1Cr-1/2Mo 鋼、2¼ Cr-1Mo 鋼とも母材ではクリープぜい化は問題にならないが、HAZ ではクリープ破断延性が、PWHT 温度の上昇とともに増加し、両鋼とも 720°C 以上の高温の PWHT がぜい化防止に有

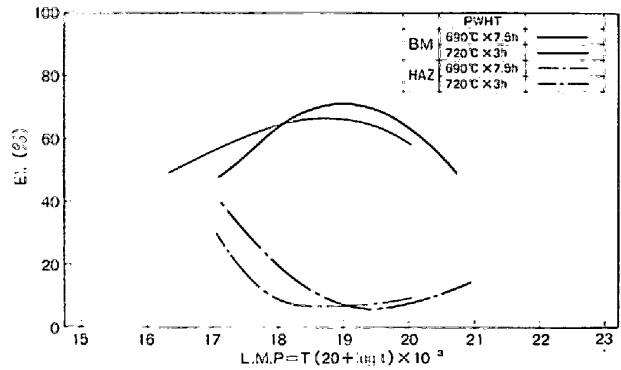


Fig. 14. Relation between rupture ductility and Larson-Miller's parameter for A387-12 steel.

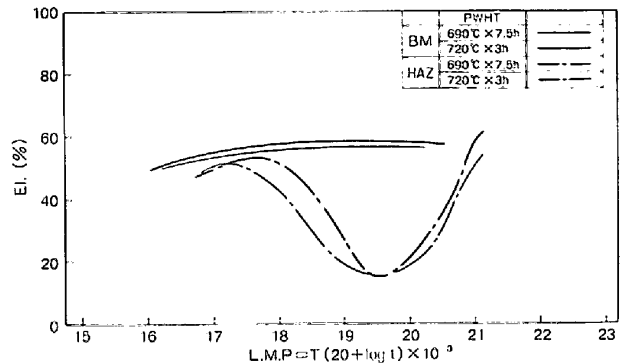


Fig. 15. Relation between rupture ductility and Larson-Miller's parameter for A387-22 steel.

効である。

(2) クリープ破断試験を中断した試験片の組織を調査した結果、クリープ破断延性を低下させる粒界き裂は、光学顕微鏡的には二次クリープ段階のかなり早い時期から発生し、き裂の状況も PWHT 温度が低い程鋭い。このことは比重の測定からも裏付けられた。また内部摩擦による減衰能を調べた結果き裂そのものと一義的に対応するものではない。

(3) 1Cr-1/2Mo 鋼、2¼ Cr-1Mo 鋼については HAZ のクリープぜい化の顕著な温度域は、前者で 500~550°C、後者で 550~600°C であるが、Cr 量の増加につれその領域が高温、長時間側へシフトする。また 2¼ Cr-1Mo 鋼にくらべ 1Cr-1/2Mo 鋼は、HAZ のクリープぜい化に対し PWHT の影響が強く現れる。

#### 文 献

- 1) R. BRUSCATO: Welding J., 49 (1970), p. 148s
- 2) R. A. SWIFT and H. C. ROGERS: Welding J. Research Supplement, 52 (1973), p. 145s

- 3) C. D. CLAUSER, L. G. EMMER, A. W. PENSE, and R. D. STOUT: "Paper for presentation at a session on Refining Piping during the 37th Midyear Meeting of API", May, 11 (1972)
- 4) R. A. SWIFT and J. A. GULYA: Welding J. Research Supplement, 52 (1973), 2, p. 57s
- 5) 宮野樺太男, 足立孝夫: 鉄と鋼, 56 (1970), S485
- 6) K. MIYANO: Paper for presentation of the API Task Group Meeting in Chicago, Feb. 20/21 (1974)
- 7) 金沢正午, 中村治方, 乙黒靖男, 鈴木健夫, 橋本勝邦, 三井田隆: 鉄と鋼, 59 (1973), S533
- 8) L. M. T. HOPKIN and E. A. JENKINSON: JISI, 200 (1962), p. 356
- 9) F. BENES and P. SKVOR: Proc. 4th Int. Symposium Heat Resisting Metallic Materials, Vratna Polina, (1971), p. 50
- 10) H. R. TIPLER and B. F. HOPKINS: Metal Science, 10 (1976), p. 47
- 11) C. ROPER: Lukens Steel Company, RDR 68-12, June (1968)
- 12) C. ROPER: Lukens Steel Company, RDR 69-2, Jan. (1969)
- 13) 高松利男, 乙黒靖男, 塩塚和秀, 橋本勝邦: 鉄と鋼, 65 (1979) 7, p. 851
- 14) N. SHINYA and S. R. KEOWN: Metal Sci. 13, (1979), p. 89
- 15) 門 智, 稲垣博巳, 山中幹雄, 佐々木雄貞, 座間芳正: 特開昭 53-39211 「防振用鋼材」 (1978)
- 16) 門 智, 山崎桓友, 稲垣博巳, 山中幹雄, 座間芳正: 特開昭 54-123517 「防振用ステンレス鋼材」 (1979)
- 17) 森本庄吾, 中江秀雄: 日本金属学会誌, 17 (1978), p. 126
- 18) A. JOSHI and F. STEIN: ASTM STP 499 (1972), p. 59