

JAERI-M

7948

多目的高温ガス実験炉用  $2\frac{1}{4}$  Cr-1Mo鋼の  
機械的性質に関するデータの調査

1978年11月

奥 達雄・菊山 紀彦・深谷 清・古平 恒夫

この報告書は、日本原子力研究所が JAERI-M レポートとして、不定期に刊行している研究報告書です。入手、複製などのお問い合わせは、日本原子力研究所技術情報部（茨城県那珂郡東海村）あて、お申しこしください。

JAERI-M reports, issued irregularly, describe the results of research works carried out in JAERI. Inquiries about the availability of reports and their reproduction should be addressed to Division of Technical Information, Japan Atomic Energy Research Institute, Tokai-mura, Naka-gun, Ibaraki-ken, Japan.

多目的高温ガス実験炉用 2¼ Cr - 1 Mo 鋼  
の機械的性質に関するデータの調査

日本原子力研究所東海研究所高温工学室  
奥 達雄・菊山紀彦・深谷 清・古平恒夫<sup>+</sup>

(1978年10月6日受理)

この報告は、多目的高温ガス実験炉の圧力容器鋼として使用予定の2¼ Cr - 1 Mo 鋼の機械的性質について、構造設計および安全性検討に必要な項目に関する今まで得られているデータを調査検討し、まとめたものである。調査項目は物理的性質、機械的性質、焼もどし脆性、クリープ、疲労と熱疲労、クリープと疲労の相互作用、破壊靱性、照射効果にわたっている。これらの諸データを検討した結果、高温ガス実験炉の圧力容器の構造設計と安全性評価に必要なにもかかわらず十分なデータがない項目が明らかとなった。

Mechanical Properties Data of 2-1/4Cr-1Mo Steel  
for the Experimental Very High Temperature Gas-Cooled Reactor

Tatsuo OKU, Toshihiko KIKUYAMA,  
Kiyoshi FUKAYA and Tsuneo KODAIRA<sup>†</sup>  
Division of High Temperature Engineering,  
Tokai Research Establishment, JAERI

(Received October 6, 1978)

This is a collection of mechanical properties data of 2-1/4Cr-1Mo steel necessary for structural design and safety analysis of the pressure vessel of the Experimental Very High Temperature Gas-Cooled Reactor (VHTR). These include physical properties, mechanical properties, temper embrittlement, creep with fatigue, fracture toughness and irradiation effects. A review of the data shows the research areas to be carried out particularly in the future for more data.

Keywords: 2-1/4 Chromium-1 Molybdenum Steel, Mechanical Properties, Structural Design, Pressure Vessel, Data Collection, Fatigue, Creep, Fracture Toughness, Irradiation Embrittlement

---

<sup>†</sup> Reactor Safety Research Center Division of Reactor Safety

## 目 次

1. まえがき	1
2. 物理的性質	2
3. 静的機械的性質	4
4. 焼もどし脆性	10
5. クリープ	24
6. 疲労と熱疲労	63
7. クリープと疲労との相互作用	74
8. 破壊靱性	81
9. 照射効果	88
10. 今後必要な試験研究項目	99
11. あとがき	100
付 録	
A 1. 2¼ Cr - 1 Mo 鋼の材料規格	104
A 2. 研究用 2¼ Cr - 1 Mo 鋼材仕様	105
A 3. 多目的高温ガス実験炉圧力容器の使用条件	116

## Contents

1.	Introduction .....	1
2.	Physical Properties .....	2
3.	Static Mechanical Properties .....	4
4.	Temper Embrittlement .....	10
5.	Creep .....	24
6.	Fatigue and Thermal Fatigue .....	63
7.	Creep-Fatigue Interaction .....	74
8.	Fracture Toughness .....	81
9.	Irradiation Effects .....	88
10.	Research Items Required in the Future .....	99
11.	Concluding Remark .....	100

## Appendices

A1.	Standard Specification of 2 1/4Cr-1Mo Steel .....	104
A2.	Specification of 2 1/4Cr-1Mo Steel for Mechanical Testing .....	105
A3.	Operating Conditions of the Experimental Very High Temperature Gas-Cooled Reactor Pressure Vessel ...	116

## 1. ま え が き

多目的高温ガス実験炉の圧力容器には、 $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$  鋼の使用が想定されている\*。 $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$  鋼は ASTM 規格では SA 387 Grade 22 として知られているもので、原子炉の圧力容器鋼としての使用例はないが、大型化の傾向にある軽水炉の将来の圧力容器鋼材として照射脆化の研究が若干行われた例がある。SA 387 Grade 22 は SA 533 Grade B よりも高温強度が高いため、炉の高温化に対して、より高温まで安全性が保障されるほかに、SA 533 B に比べて板厚を薄くできる利点を買われたものである。しかし、軽水炉の運転温度は  $300^\circ\text{C}$  以下であり、この範囲では、SA 533 B で十分であることから、その後  $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$  鋼を原子炉圧力容器鋼として使用することを考えた材料の性質についての研究例はないようである。ただし、Na 冷却高速炉の蒸気発生器用材料として、Na との適合性を含めて多くの研究が行われており、 $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$  鋼を高温ガス炉圧力容器鋼として用いる際に使用できるデータも数多く取得されている。 $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$  鋼を用いた構造物の強度設計の基準としては ASME の Code Case N-47 (1592-10) があり、それは、焼鈍材 (AN 材) について規定している。

$2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$  鋼はその熱処理により AN 材、NT 材 (焼ならし、焼もどし材)、QT 材 (焼入れ、焼もどし材) に大別されるが、現状では AN 材は工業用としてほとんど使用されておらず、NT 材が主流を占めており、また装置の大型化にともない、QT 材も使用が増加する傾向を見せている。 $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$  鋼の工業界における使用例としては、脱硫塔などの化学反応容器がかなり多く、しかも、各鋼種のうち、AN 材よりも強度が高く、性能が良好な NT 材が使用されているのが現状である。しかし、NT 材についてはかなり多くのデータが蓄積されているにもかかわらず、まだ十分とはいえず、そのため Code Case としても取り入れられていないのが現状である。そこで、われわれとしては、近い将来 NT 材が Code Case に取り上げられてくることを考慮し、NT 材を原子炉圧力容器として使用する際に必要なデータを把握しておくことが必要であると考え。

ここでは、NT 材を実際に圧力容器鋼として使用することを想定して、今までわかっている各種機械的性質データを概観し、高温ガス炉圧力容器鋼として  $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$  鋼の NT 材を使用する際に必要なデータの中で不足しているものを明確にするとともに、今後の圧力容器鋼の材料強度面の研究の方向に関する指針を得ることを目的とした。そこで、まず、 $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$  鋼の各種物理的機械的性質のデータについて整理し、次いで焼もどし脆性、クリープ、疲労および照射脆化データについて現状をまとめた。最後に、これらの諸データの取得の現状から、高温ガス実験炉圧力容器用鋼材として使用する際の材料強度面からみた今後必要な試験研究項目を列挙した。

付録として、 $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$  鋼の材料規格、試験研究用鋼材の仕様と、多目的高温ガス実験炉圧力容器の使用条件を示した。

\* 付録 2 参照のこと。

## 2. 物理的性質

2¼ Cr - 1 Mo 鋼の NT 材の密度、熱膨張係数、熱伝導率、比熱および熱拡散率の温度依存性を 70°F ~ 1100°F の間について Table 2.1 に示す。<sup>1)</sup>ここで、熱伝導率は2つの違った値が示されていて、いずれが正しい値に近いかが明確でない。比熱と熱拡散率も純粋な実験値ではなく計算による推定値である。



Table 2.1 Temperature Dependence of Physical Properties<sup>2)</sup>

Temperature [°F]	Density [lb/in. <sup>3</sup> ]	Mean Coefficient of Thermal Expansion <sup>1)</sup> [10 <sup>-6</sup> °F <sup>-1</sup> ]	Thermal Conductivity [Btu/h-ft. °F] Case 1 <sup>2)</sup> Case 2 <sup>3)</sup>	Specific Heat <sup>4)</sup> [Btu/lb-°F]	Thermal Diffusivity <sup>5)</sup> [ft <sup>2</sup> /hr]
70	0.282	6.07	16.25 36.00	0.107	0.421
100	0.282	6.13	16.25 36.60	0.108	0.417
200	0.281	6.38	16.25 34.85	0.111	0.408
300	0.281	6.60	16.25 33.20	0.115	0.393
400	0.280	6.82	16.25 31.60	0.119	0.382
500	0.280	7.02	16.25 29.80	0.124	0.366
600	0.279	7.23	16.25 28.30	0.131	0.348
700	0.278	7.44	16.25 26.80	0.138	0.331
800	0.277	7.65	16.25 25.40	0.145	0.317
900	0.277	7.84	16.25 23.80	0.154	0.298
1000	0.276	7.97	16.25 22.60	0.163	0.283
1100	0.275	8.12	16.25 21.40	0.172	0.269

1) The mean coefficient of thermal expansion at temperature T, is given by

$$\frac{\text{Length at } T - \text{length at } 70^\circ\text{F}}{(\text{Length at } 70^\circ\text{F}) (T-70^\circ\text{F})}$$

2) Values taken specifically for 2-1/4Cr-1Mo.

3) Values taken from a single set of values for "Carbon steel, carbon-molybdenum" and "low-chrome steels (through 3% Cr)".

4) Calculated by averaging values of specific heat for the elements present in nominal composition 2-1/4Cr-1Mo steel using specific heat data.

## 3. 静的機械的性質

2¼ Cr - 1 Mo 鋼の NT 材のヤング率, 剛性率, ポアソン比の温度依存性を Table 3.1 に示す。<sup>1)</sup>

AN 材と NT 材の応力-ひずみ関係の温度依存性を Fig. 3.1 と Fig. 3.2 に示す。<sup>2)</sup> これらの材料の化学成分と SA 387 Grade D の仕様を Table 3.2 に示す。<sup>2)</sup> AN 材と NT 材の降状応力の温度依存性を Table 3.3 と Fig. 3.3 に示す。<sup>2)</sup> 室温 ~ 1200 °F (649 °C) の間では NT 材の降状応力が AN 材の降状応力よりはるかに大きいことがわかる。AN 材については温度依存性とひずみ速度依存性を含めて 3 次元的に調べたもの<sup>3)</sup> や, AN 材, NT 材の強度の依存性についてはいくつかのデータ<sup>4) 5) 6) 7)</sup> がある。NT 材の引張性質に及ぼすひずみ速度と温度の影響に関するデータを Table 3.4 と 3.5 に示す。

Table 3.1 Temperature Dependence of Elastic Constants

Temperature [°F]	Young's Modulus [10 <sup>6</sup> psi]	Shear Modulus [10 <sup>6</sup> psi]	Poisson's Ratio
70	29.9	12.0	0.26
100	29.8	11.9	0.27
200	29.5	11.8	0.28
300	29.0	11.6	0.29
400	28.6	11.3	0.30
500	28.0	11.0	0.30
600	27.4	10.7	0.30
650	27.1	10.6	0.30
700	26.6	10.4	0.30
750	26.3	10.3	0.30
800	26.0	10.1	0.30
850	25.6	9.9	0.30
900	25.3	9.8	0.29
950	24.9	9.6	0.29
1000	24.5	9.4	0.29
1050	24.1	9.2	0.28
1100	23.7	9.0	0.28

Table 3-2 Chemical Composition\*

Element	C-E	Mill	SA-387 Grade D Specification
C	0.10	0.12	0.15 max.
Mn	0.49	0.46	0.27-0.63
P	0.017	0.014	0.035 max.
S	0.011	0.014	0.035 max.
Si	0.28	0.24	0.13-0.32
Cr	2.12	2.19	1.88-2.62
Mo	0.95	0.93	0.85-1.15
Ni	0.19		
Cb	0.01		
W	0.01		
Sn	0.010		
Zr	0.001		
Co	0.012		
Cu	0.12		
N	0.010		
Al	0.001		
V	0.020		
B	0.0004		
Ti	0.01		
As	0.011		

\*Weight Percent

Table 3-3 Tensile Properties

Temperature	0.2% Yield				N & T
	Annealed		N & T		
	F	C	ksi	MPa	
70	21	36.0	248.2	59.6	410.9
		35.7	246.2	58.3	402.0
		35.8	246.8	58.4	402.7
400	204	34.1	235.1	52.6	362.7
		33.7	232.4	51.7	356.5
575	302	32.0	220.6	53.3	367.5
		31.4	216.5	53.6	369.6
750	399	30.0	206.9	49.7	342.7
		30.0	206.9	49.3	339.3
900	482	27.9	192.4	46.8	322.7
		28.6	197.2	46.3	319.2
1050	566	26.5	182.7	42.7	294.4
		26.2	180.6	42.9	295.8
1200	649	20.1	138.6	33.3	229.6
		20.4	140.7	30.9	213.1

ASME Specification SA-387 Grade D

Temperature	Yield Strength (min.)	Tensile Strength (min.)
70	30	310.3

TENSILE

Temperature	Yield Strength (min.)	Tensile Strength (min.)
70	69.8	533.7

ASME Specification SA-387 Grade D

Temperature	Yield Strength (min.)	Tensile Strength (min.)
70	55 to 80	482.7 to 620.6

Table 3.4

Tensile properties of normalized-and-tempered 2.25 Cr-1 Mo steels at 0.02/min nominal strain rate<sup>a)</sup> 8)

Carbon (wt %)	Temperature (°C)	Strength (ksi) <sup>b)</sup>		Elongation (%)	Reduction in area (%)
		Yield	Tensile		
0.009	25	40.8 <sup>c)</sup>			
	25	36.8 <sup>d)</sup>	60.2	23.2	87.0
	95	34.8	55.2	21.3	87.3
	204	33.8	61.4	16.8	86.1
	316	32.9	59.6	16.4	81.2
	371	28.6	58.3	20.2	82.1
	454	29.2	62.1	16.6	82.3
	510	23.6	49.5	22.4	85.3
	565	21.4	40.2	30.4	88.5
0.030	25	45.5 <sup>c)</sup>			
	25	42.3 <sup>d)</sup>	61.4	29.3	82.9
	95	39.9	69.6	21.7	81.6
	204	34.9	63.7	19.0	81.3
	316	32.7	65.2	15.6	77.8
	371	28.6	63.5	15.6	78.9
	454	26.0	62.7	16.5	80.6
	510	25.6	61.0	19.0	81.9
	565	20.5	45.6	23.6	85.5
0.120	25	83.1 <sup>c)</sup>			
	25	77.9 <sup>d)</sup>	94.3	16.6	75.3
	95	68.6	86.1	15.6	72.8
	204	68.4	86.2	14.0	76.9
	316	63.7	90.4	14.0	66.6
	371	67.0	92.8	13.8	73.0
	454	58.3	82.0	16.2	75.0
	510	58.3	74.2	14.2	77.2
	565	54.7	61.4	20.4	86.4
0.135	25	83.9	100.7	16.0	67.3
	95	86.4	101.4	14.4	74.7
	204	76.5	92.6	12.3	73.1
	316	81.8	102.9	12.4	69.6
	371	70.6	93.1	12.2	74.5
	454	67.4	84.8	12.6	72.9
	510	71.2	82.8	13.2	78.0
	565	57.8	62.5	16.3	85.5

a) Crosshead speed 0.013 cm/min.

b) The unit 1 ksi = 1000 psi.

c) Upper yield point.

d) Lower yield point.

Table 3.5

Tensile properties of normalized-and-tempered 2.25 Cr-1 Mo steels at low strain rates.

8)

Carbon (wt %)	Temperature (°C)	Strength (ksi)		Elongation (%)	Reduction in area (%)
		Yield	Tensile		
Nominal strain rate 0.0008/min <sup>a)</sup>					
0.009	371	28.6	59.1	16.7	79.9
	454	25.9	53.2	16.6	82.9
	510	29.7	51.3	18.4	85.5
	565	21.5	34.0	27.5	92.6
0.030	371	27.2	62.6	14.5	80.2
	454	25.8	61.4	17.4	81.0
	510	23.4	53.1	17.6	83.0
	565	22.0	41.1	26.6	88.7
0.120	371	68.0	88.6	13.9	76.0
	454	59.6	78.0	14.0	78.7
	510	58.8	68.2	15.4	85.5
	565	49.9	52.2	21.6	90.4
0.135	371	77.2	94.3	10.9	71.5
	454	71.9	84.7	10.6	73.9
	510	63.7	71.9	16.1	83.8
	565	59.4	60.7	15.5	87.0
Nominal strain rate 0.00008/min <sup>b)</sup>					
0.009	371	28.3	59.9	16.2	87.2
	454	26.7	53.2	20.9	88.7
	510	25.8	41.0	31.3	93.3
	565	19.4	24.1	50.0	93.3
0.030	371	27.8	67.8	16.9	84.5
	454	25.8	56.9	17.7	83.6
	510	20.6	44.1	23.0	85.4
	565	18.0	24.8	36.7	88.8
0.120	371	62.5	86.9	14.3	76.6
	454	58.7	70.0	14.4	76.9
	510	55.1	59.2	16.0	84.8
	565	33.9	39.3	22.1	81.1
0.135	371	72.3	90.4	13.1	72.3
	454	62.0	72.3	14.5	81.8
	510	56.8	59.9	14.0	80.3
	565	35.9	39.8	21.1	79.8

a) Crosshead speed 0.005 cm/min.

b) Crosshead speed 0.0005 cm/min.

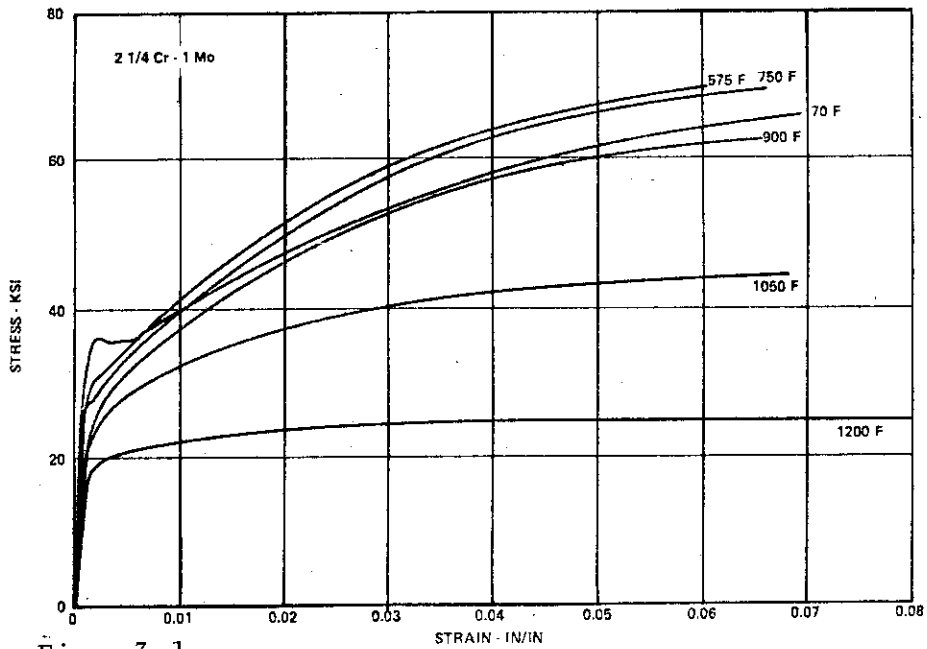


Fig. 3.1 Stress-strain curves for annealed 2-1/4 Cr - 1 Mo steel at various temperatures. (1 ksi = 6.895 MPa; F = 1.8 C + 32) 1)

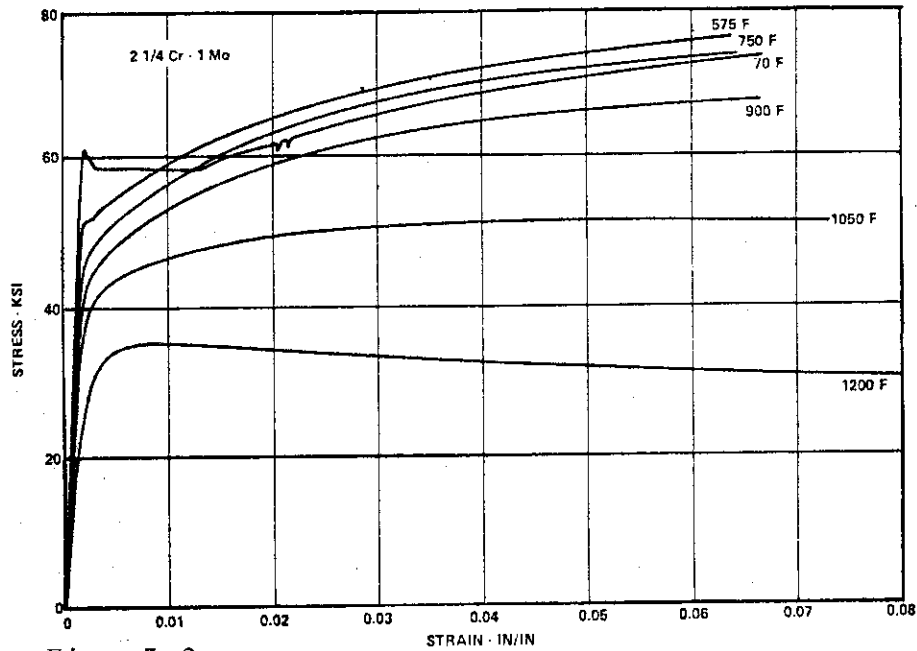


Fig. 3.2 Stress-strain curves for normalized and tempered 2-1/4 Cr - 1 Mo steel at various temperatures. (1 ksi = 6.895 MPa; F = 1.8 C + 32) 1)

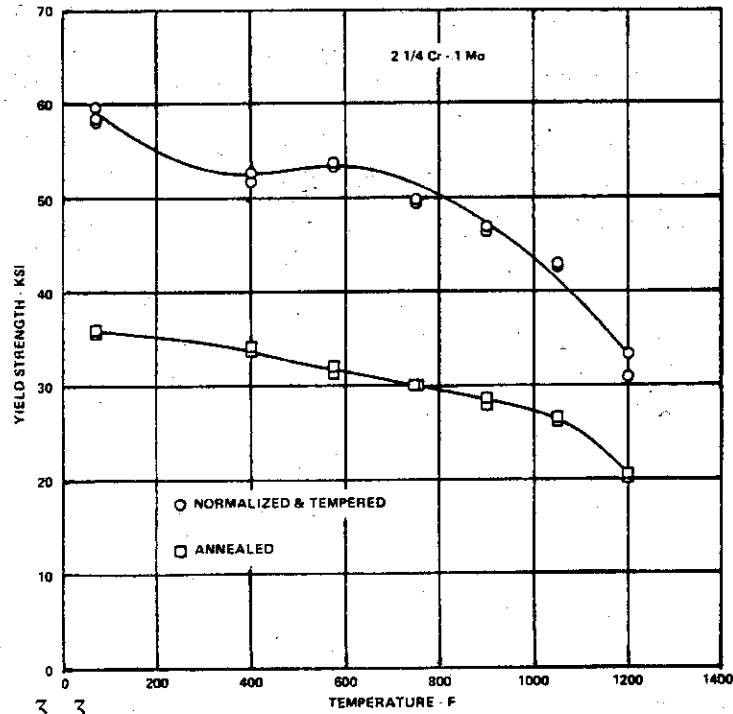


Fig. 3.3

Variation of yield strength with temperature for an annealed and a normalized and tempered 2-1/4 Cr - 1 Mo steel. (1 ksi = 6.895 MPa; F = 1.8 C + 32) 1)

## 4. 焼もどし脆性

原子炉、石油精製、各種化学プラントおよびボイラなどの圧力容器は大型化とともに、極厚化し、その用途の安全性の点から非常にきびしい材料特性が要求される。鋼の焼もどし脆性は、 $316^{\circ}\text{C}$ から $593^{\circ}\text{C}$ <sup>9)</sup>の温度領域に鋼材を保持するかあるいは、この温度領域を徐冷した場合にその切欠靱性が低下する現象として知られている。高温ガス実験炉の場合、 $400^{\circ}\text{C}$ で長時間使用することになるので、使用中焼もどし脆性により材質の劣化を生ずる可能性がある。

焼もどし脆性に影響を及ぼす因子としては、

- 1) 合金元素および不純物元素
- 2) オーステナイト化温度およびオーステナイト化温度からの冷却速度
- 3) 結晶粒度
- 4) 焼もどしおよび溶接後熱処理の温度および時間等がある。

また、脆化した鋼は場合によっては、脱脆化処理により靱性化することも可能である。

### 4.1 焼もどし脆化量の評価

一般に、鋼材の靱性の評価にはノッチシャルピー試験、三点曲げCOD試験、円周切欠つき丸棒引張試験、NRL落重試験、WOL試験およびDWT試験が用いられている。焼もどし脆化量の評価には、主としてVノッチシャルピー試験およびNRL落重試験法が用いられる。また、最近では、破壊靱性の評価として $K_{IC}$ 値がひろく用いられる傾向にある。

一般に圧力容器鋼の使用寿命末期の脆化量を実測するのは困難なため Table 4.1<sup>10)</sup>に示すようなステップクーリング処理（以後S.C.処理と呼ぶ）により脆化量を評価している。この処理方法には数種あるが、G.E.標準型S.C.に対して種々のS.C.処理の $\Delta T_s$ （Vノッチシャルピー試験における遷移温度の上昇量）の相違は、 $\pm 1^{\circ}\text{C}$ 以内であり、いずれの方式のS.C.でも差は認められない。また、S.C.処理と等温焼もどし処理時間の相互関係についても調べられており、Fig. 4.1<sup>10)</sup>とFig. 4.2<sup>11)</sup>よりG.E.標準型S.C.処理したものは $475^{\circ}\text{C}$ で1000時間<sup>10)</sup>および $454^{\circ}\text{C}$ で3000時間<sup>11)</sup>の等温焼もどしに相当することがわかる。

### 4.2 各種圧力容器鋼の焼もどし脆化感受性

Table 4.2は、<sup>10)</sup>各種の低合金鋼についてS.C.処理を施したときの脆化量を示す。 $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 、 $3\text{Cr}-1\text{Mo}$ 、 $5\text{Cr}-0.5\text{Mo}$ 、 $3.5\text{Ni}-1.7\text{Cr}-0.5\text{Mo}$ 鋼は脆化を促進する元素を比較的多く含み、かつ組織もベイナイトで初期靱性は比較的すぐれているが、焼もどし脆化感受性は高い。その他のCr-Mo鋼の焼もどし脆化感受性はかなり低い。



### 4.3 焼もどし脆化に及ぼす合金元素および不純物元素の影響

#### (1) 合金元素

Fig. 4.3<sup>12)</sup>は、モリブデンを1.41 w/oまで変えた2¼Cr-1Mo鋼のS.C.処理前後のFATT (Fracture Appearance Transition Temperature: 50%延性破面遷移温度)を示す。この図からモリブデンの量は0.5%ぐらいが最適であり、S.C.処理後のΔFATTの量は不純物元素の含有量に依存し、残留元素が少ないほど焼もどし脆化感受性は小さいことがわかる。クロムの脆化への影響は、Ni-Cr-Mo鋼について調べられておりFig. 4.4<sup>13)</sup>に示す。Cr量が多いほど脆化することがわかる。

#### (2) 不純物元素

不純物元素の影響については、各元素単独に調べている例はほとんど見あたらない。いくつかの不純物元素の鋼材の脆化に及ぼす寄与の程度は、次式で定義される脆化係数 $\bar{X}$ によって表わされ、2¼Cr-1Mo鋼での脆化の寄与は、リン>錫>アンチモン、ヒ素の順 (Fig. 4.5)<sup>10)</sup>であり、脆化係数 $\bar{X}$ は $\bar{X} = 10P + 5Sn + Sb + As / 100$ となる。

その他の元素として、ケイ素および銅については、それぞれFig. 4.6, Fig. 4.7に示す。ケイ素は、焼もどし温度と時間の関係である焼もどしパラメータ $P(T \times (\log t + 20) \times 10^{-3})$  :  $T$ : 焼もどし温度; °K,  $t$ : 焼もどし時間; h)に強く依存し、高温ガス炉の使用条件では400°C 10<sup>4</sup> hの使用で $P = 16.2$ , 同じく400°C, 10<sup>5</sup> hで $P = 16.8$ , 500°C, 10<sup>5</sup> hで $P = 19.3$ となる。2¼Cr-1Mo鋼のケイ素含有量は0.2~0.3%であり、上記の使用条件ではケイ素に原因するΔvTsが25°~45°C程度見込まれることになる。銅は、素地の組織と不純物元素含有量の多少に強く依存する。すなわち、ベイナイト組織の場合は脆化感受性が大である。銅含有量を0.01%以下にすることは、さほど困難でないので、一般の母材は銅により遷移温度が上昇することは殆んど問題にならないが、中性子照射の場合、あるいは溶接部等については検討する必要がある。一方、純度を良くしたり、初析フェライトを含むと脆化感受性は小さくなる。マンガン、ニッケル<sup>15)</sup>は、脆化感受性が少ないことがわかる。マンガンの影響はFig. 4.8において0.6%附近に脆化の極小値があることが示されている。

また、溶接材についてはFig. 4.9<sup>16)</sup>にみられるように0.7~0.9%附近に脆化の谷がみられる。

2¼Cr-1Mo鋼の規格ではマンガンは0.3~0.6%と広い許容値を持っているので原子炉圧力容器に使用する場合、マンガンの最適値の決定には今後の研究にまつ必要がある。アルミニウムは、他の不純物元素より感受性が少ない。<sup>17)</sup>炭素は、ほぼケイ素、マンガンの約3倍の影響をもつとされている。<sup>18)</sup>Fig. 4.10は横軸に脆化係数 $\bar{X}$ と(ケイ素+マンガンの積)の積をとり、縦軸にΔvTsを表わすと直線関係でよく整理されている。Fig. 4.11は脆化係数 $\bar{X}$ とΔFATTに及ぼす(ケイ素+マンガンの量)の影響を調べたもので、いずれも直線関係を示すが、(ケイ素+マンガンの量)によりΔFATTが影響され、また、ケイ素量によってもその依存度が変わることが認められる。

これらの結果から不純物元素は、主に脆化誘起元素であるが、一部銅、ケイ素およびマン

ガンのように脆化促進元素もある。

これまでは S.C. 処理を脆化処理とみなして評価してきたが、等温焼もどし処理についても検討されている。Fig. 4.12<sup>20)</sup> はリン含有量を 0.007 から 0.34 % まで変化させ、482 °C で 5000 時間時効した時の  $\Delta$ FATT を示す。リン含有量 0.016 % 以下では時効による靱性の低下はみられない。一方、リン含有量の多いものは、時効時間 1000 時間で  $\Delta$ FATT の飽和がみられている。

これらの不純物元素による脆化の原因は、結晶粒界近傍への脆化寄与元素の析出によるものとされ、最近ではリン<sup>21)</sup>、アンチモン、錫<sup>22)</sup>などをオージェ分析法を利用し、脆化との関係が調べられている。

### (3) オーステナイト化温度およびオーステナイト化温度からの冷却速度の影響

大型鋼材は、製造中材料の均一化および加工歪の除去等でオーステナイト化を数回繰返すのが現状である。このオーステナイト化は、最終的な製品の靱性を確保するための重要な因子である。Fig. 4.13<sup>23)</sup> は、800 °C から 950 °C の温度領域でオーステナイト化した時の  $v$ Trs を示す。高温側程  $v$ Trs が高くなり、S.C. 処理を施した後の  $\Delta$  $v$ Trs も大きい。オーステナイト化温度からの冷却速度は組織に強く影響し、機械的性質を左右する。2 ¼ Cr-1 Mo 鋼の代表的な CCT 図を Fig. 4.14<sup>9)</sup> に示す。冷却速度が早ければベイナイト+マルテンサイト、遅いとフェライト+ベイナイト組織を示すことがわかる。Fig. 4.15<sup>24)</sup> は、オーステナイト化温度からの冷却速度を変えた時の引張強さおよび降伏比を示す。6 °C/min 以上の冷却速度では一定の値になるが、それ以下で強度は低下する。Fig. 4.16<sup>25)</sup> は、 $v$ Trs の変化を示し、冷却速度が 6 °C/min までは急激な  $v$ Trs の低下がみられるが、それ以上では一定となる。これらの組織を観察すると 6 °C/min 以上の冷却速度ではベイナイト組織が主体であり、それ以下ではフェライト+パーライト組織であり、この時の初析フェライトの面積率をみると、Fig. 4.17<sup>25)</sup> に示すように 6 °C/min 以上の冷却速度では少ないことがわかる。このように組織が強度および靱性に強く影響することがわかる。また、Fig. 4.18<sup>25)</sup> に示すように脆化係数  $(Si + Mn + Cu + Ni) \cdot \bar{Y}$  が大きく、脆化しやすいものほど焼入冷却速度依存性が大きい。一方大型極厚鋼になると、その厚さにより冷却速度が異なり、組織にかなりの影響を及ぼす。Fig. 4.19<sup>13)</sup> は、厚さに対し平均の冷却速度を示す。この図で 40 °C/min の冷却速度は、20 mm 厚さのもので空冷、200 mm 厚さで水焼入れしたものが同等の組織を示す。また、160 mm 厚さの鋼板を焼入れした場合、深さ方向の冷却速度を Fig. 4.20<sup>13)</sup> に示す。表面から 40 mm 位の深さまでは、冷却速度の変化が著しく、それ以上になると一定となることがわかる。

### (4) オーステナイト結晶粒径の影響

Fig. 4.21<sup>17)</sup> は、オーステナイト結晶粒度を変えた時の  $v$ Trs の変化を示す。オーステナイト粒が大きくなると  $v$ Trs は上昇し、S.C. 処理後の脆化量も増大する。

また、オーステナイト結晶粒度は不純物元素であるケイ素、リンおよび錫などの含有量に依存し (Fig. 4.22)<sup>26)</sup>、他にも、クロム、バナジウム、アルミニウム等によっても支配される。

## (5) 焼もどしパラメータと脆化感受性

溶接後熱処理を含め、焼もどしの程度によって焼もどし脆化に大きく影響する。焼もどしの程度は、一般に焼もどしパラメータ  $P = T \times (\log t + 20) 10^{-3}$  で整理されている。

Fig. 4.23<sup>27)</sup> は焼入れ鋼について、焼もどしパラメータと 0.2% 耐力、 $vTrs$ ,  $Fig$  (粒界破壊率) および S.C. 処理後の  $\Delta vTs$  の関係を示す。0.2% 耐力は焼もどしパラメータ  $P$  の増加と共に減少し、 $vTrs$  は  $P = 20.5$  に減少値を示し、両側で異なる様相を示す。

$\Delta vTrs$  は  $P$  の増加に逆比例する。また  $Fig$  は  $19 \leq P \leq 20.5$  の間で変化しない。Fig. 4.24<sup>27)</sup> は、焼もどしパラメータと含有ケイ素を変えた時の  $\Delta vTs$  を示し、低ケイ素側では  $P$  の増加に伴い  $P = 19$  くらいで極大値を示し、その後低下する。高ケイ素側では極大値はみられない。Fig. 4.25<sup>27)</sup> は、焼もどし脆化感受性に及ぼす焼もどし処理条件の影響を調べたもので、焼もどし脆化処理後の靱性は同一  $P$  値に於いても低温焼もどしほど脆化感受性が大きい。また、同一焼もどし温度に於いては、脆化処理後の  $\Delta vTs$  は焼もどし時間の増加と共に上昇し、その後下降している。

## (6) 微細構造

微細構造の変化は、その組織により機械的性質に大きく影響を及ぼす。2 1/4 Cr - 1 Mo 鋼の組織については、Copeland<sup>9)</sup> によりまとめられている。Fig. 4.26 は、等温処理による相変態状況を表わしたもので、2 1/4 Cr - 1 Mo 鋼に存在する相は、オーステナイト化温度からの冷却速度 (Fig. 4.19) によりオーステナイト、ベイナイト、マルテンサイトおよびフェライトが生成される。また、長時間熱処理することにより炭化物の析出が起る。析出条件は Fig. 4.27 に示し、高温側から  $M_{23}C_6$ ,  $Cr_7C_3$ ,  $Mo_2C$ ,  $Fe_3C$  および  $\epsilon$ -炭化物などが現われる。これら、相および炭化物の格子常数は Table 4.3 に示す。

Table 4.1 各種ステップ・クーリング法による焼もどし脆化量の比較<sup>2)</sup>

名称	ステップ・クーリングのパターン	$\Delta v_t$ (°C)
G. E. 標準型	593°C×1h $\xrightarrow{5.6^\circ\text{C/h}}$ 588°C×15h $\xrightarrow{5.6^\circ\text{C/h}}$ 524°C×24h $\xrightarrow{5.6^\circ\text{C/h}}$ 496°C×60h $\xrightarrow{2.8^\circ\text{C/h}}$ 468°C×125h $\xrightarrow{2.8^\circ\text{C/h}}$ 815°C AC	4.2
G. E. 炉冷型	593°C×1h $\xrightarrow{FC}$ 588°C×15h $\xrightarrow{FC}$ 524°C×24h $\xrightarrow{FC}$ 496°C×60h $\xrightarrow{FC}$ 468°C×125h $\xrightarrow{FC}$ 815°C AC	4.1
Soval	578°C×1h $\xrightarrow{5.6^\circ\text{C/h}}$ 588°C×15h $\xrightarrow{5.6^\circ\text{C/h}}$ 524°C×24h $\xrightarrow{5.6^\circ\text{C/h}}$ 496°C×60h $\xrightarrow{5.6^\circ\text{C/h}}$ 468°C×100h $\xrightarrow{5.6^\circ\text{C/h}}$ 815°C AC	4.2
Calltex	593°C×1h $\xrightarrow{FC}$ 588°C×15h $\xrightarrow{FC}$ 524°C×24h $\xrightarrow{FC}$ 468°C×100h $\xrightarrow{FC}$ 815°C AC	4.3

注) 熱処理: 980°C×4h WQ → 875°C×6h AC → 695°C×20h FC

Table 4.2 各種圧力容器用鋼の焼もどし脆化感受性<sup>(2)</sup>

	鋼種	ASTM規格	S.C.処理前の $v_t$ (°C)					S.C.処理による脆化量 $\Delta v_t$ (°C)				
			-120	-80	-40	0	40	0	40	80	120	140
鋼板	0.5Mo	A204 Gr. C										
	7.2Mo-0.5Mo	A204 Gr. A										
	1.8Mo-0.5Mo-0.5Ni	A509 Gr. B										
	1.25Cr-0.5Mo	A387 Gr. 11										
	2.25Cr-1Mo	A387 Gr. 22										
		A542										
	3Cr-1Mo	A387 Gr. 21										
	5Cr-0.5Mo	A387 Gr. 5										
	9.5Ni-1.75Cr-0.5Mo	A548										
	鋼管	2.25Cr-1Mo	A388 Cl. P22									
3Cr-1Mo		A388 Cl. P21										
5Cr-0.5Mo <sup>*)</sup>		A388 Cl. 15a										
9Cr-1Mo <sup>*)</sup>		A182 Gr. 79										

Table 4-3 相および炭化物の格子常数

	格子系	格子常数	
オーステナイト	F. C. C	a=3.555	( $\gamma$ -Fe)
マルテンサイト	B. C. T	a=2.865 c=2.868	
フェライト	B. C. C	a=2.8606	( $\alpha$ -Fe)
ベイナイト	フェライト+分散炭化物		
$M_{23}C_6$	F. C. C	a=10.52	( $Fe_{21}Mo_2C_6$ )
$M_6C$	F. C. C	a=11.08	( $Fe_3Mo_3C, Fe_4Mo_2C$ )
$Cr_7C_3$	三方晶	a=13.98 c=4.52	
		$Mo_2C$	HCP
$Fe_3C$	斜方晶	a=4.5144 b=5.0787 c=6.7297	
		$\epsilon$ -炭化物	H. C. P
			( $Fe_2Mo_3C, Fe_3Mo_2$ )

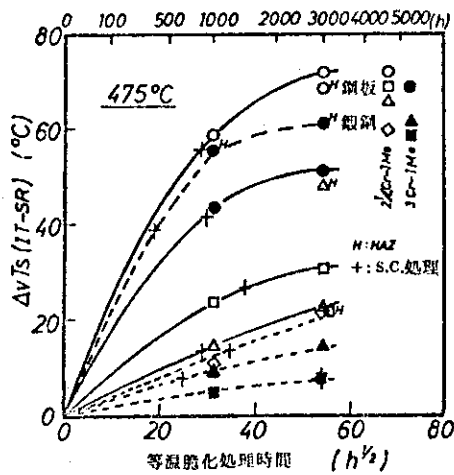


Fig. 4.1 2.25Cr-1Mo, 3Cr-1Mo鋼の475°C等温脆化<sup>2)</sup>

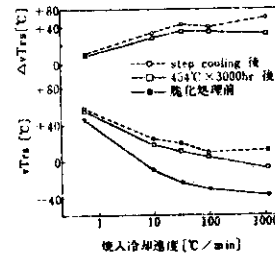


Fig. 4.2 A鋼の焼もどし脆化特性に及ぼす焼入冷却速度の影響<sup>2)</sup>

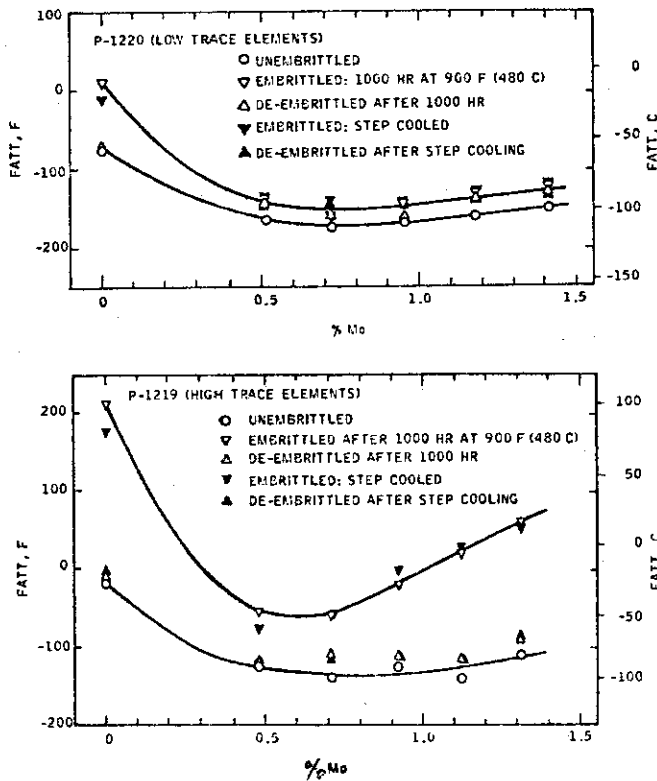


Fig.4.3 Temper embrittlement susceptibility of 2 1/4Cr-Mo steels with high trace elements. <sup>4)</sup>

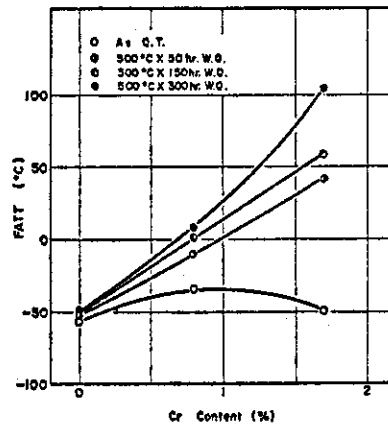


Fig.4.4 Effect of Cr content on temper embrittlement susceptibility of Ni-Cr-Mo steel (Ni-Cr series) \* Impurity contents: same as Fig. 5. <sup>5)</sup>

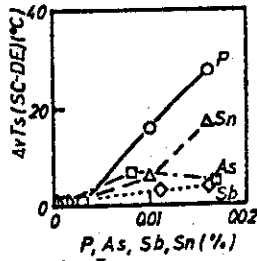


Fig. 4.5 2.25Cr-1Mo鋼の焼もどし脆化性におよぼす不純物元素の影響<sup>2)</sup>

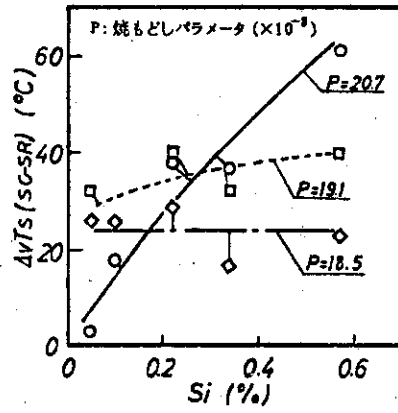


Fig. 4.6 2.25Cr-1Mo鋼の焼もどし脆性におよぼすSiの影響<sup>2)</sup>

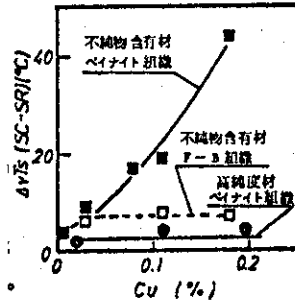


Fig. 4.7 2.25Cr-1Mo鋼の焼もどし脆性におよぼすCuの影響<sup>2)</sup>

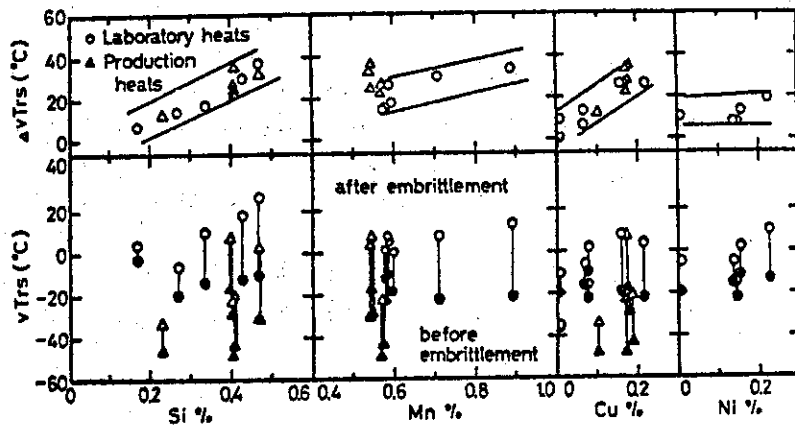


Fig. 4.8 焼もどし脆性に及ぼすSi, Mo, CuおよびNiの影響<sup>7)</sup>

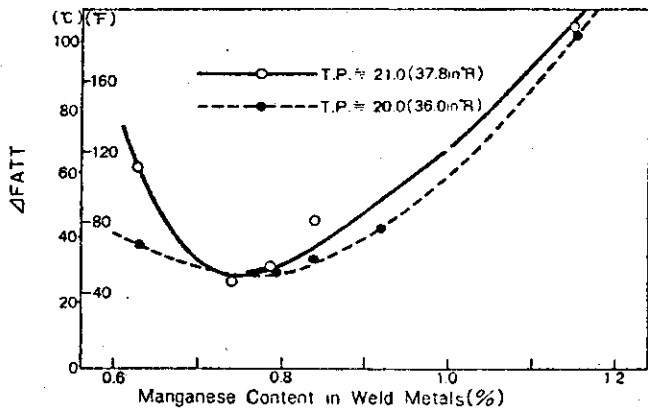
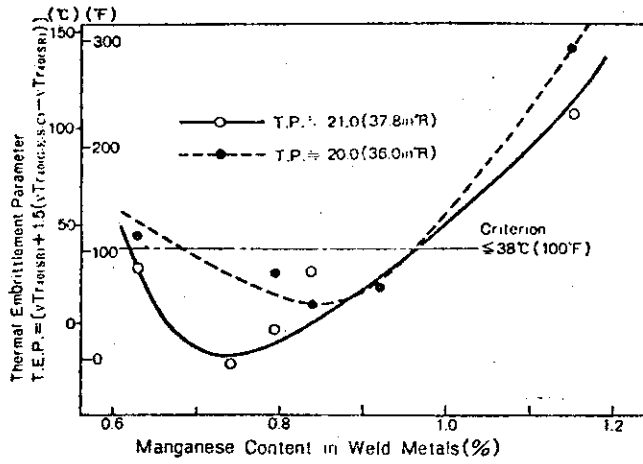


Fig.4.9 Effects of manganese on thermal embrittlement. The upper is rating by the TEP; the lower is rating by  $\Delta FATT$  (8)

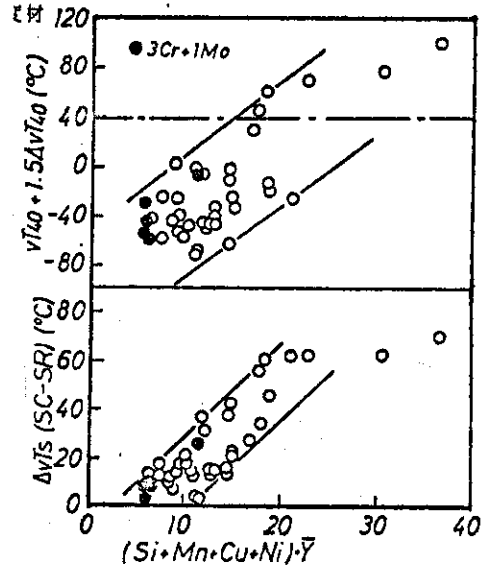


Fig. 4.10 2.25Cr-1Mo鋼の焼もどし脆性におよぼす化学成分の影響; Si, Mn, Cu, Ni:  $\omega t\%$ ,  $\bar{Y} = 10P + 5Sn + Sb + As$  (ppm) / 100 (1)

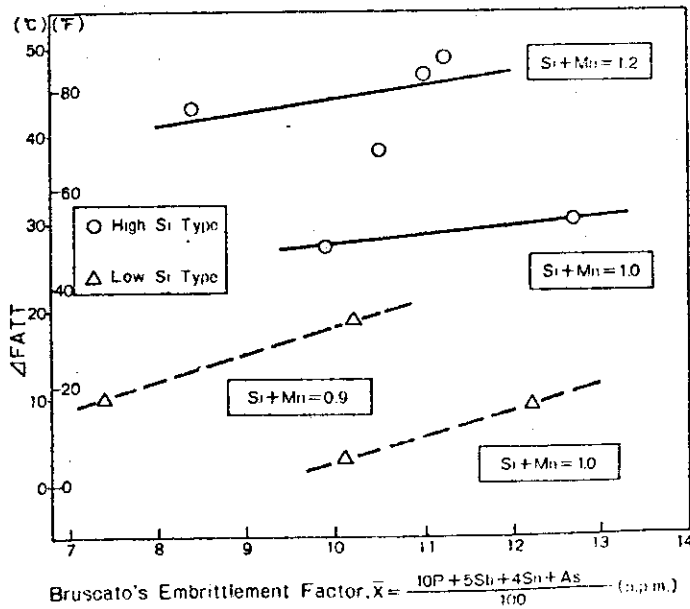


Fig.4.11 Influences of impurity elements on thermal embrittlement (11)

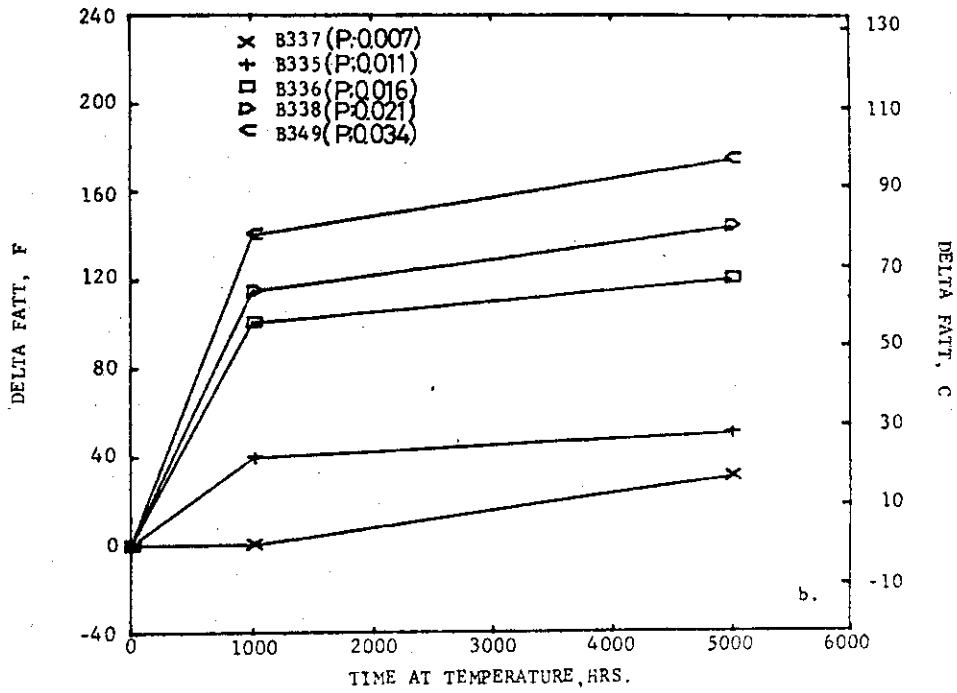


Fig.4.12 Effect of aging time at 462°C on the FATT of 2 1/4Cr-1Mo steel with varying levels of phosphorus. 12)

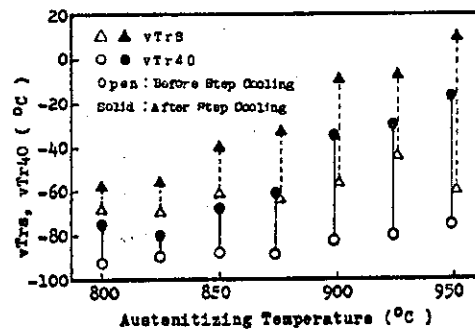


Fig. 4.13 ステップクーリングによる衝撃遷移温度の変化とオーステナイト化温度の関係<sup>15)</sup>



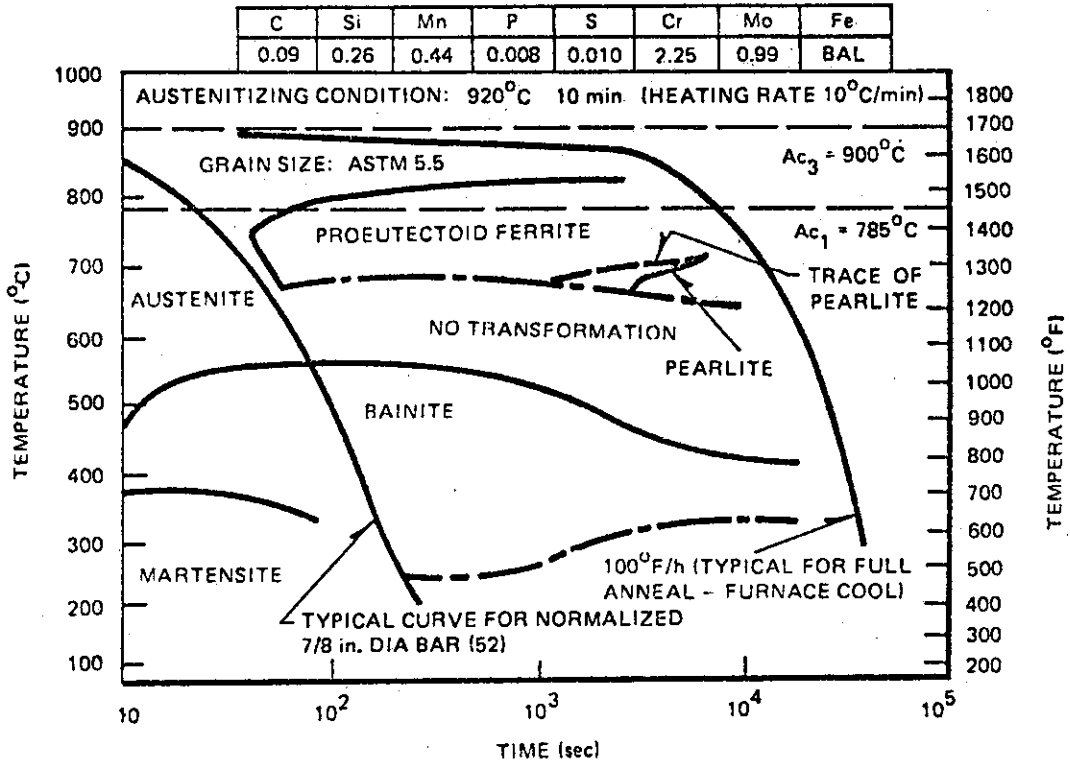
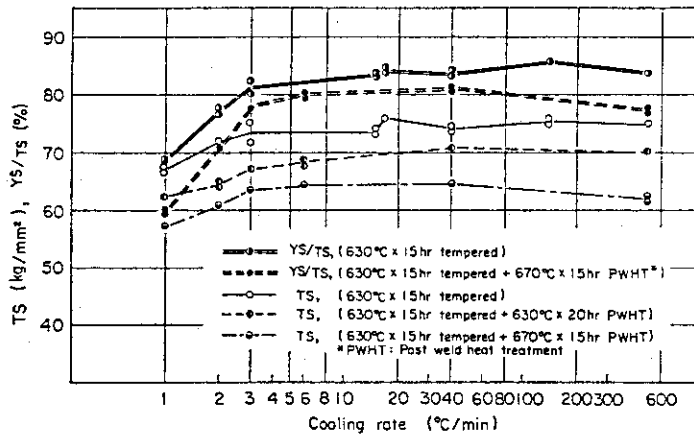
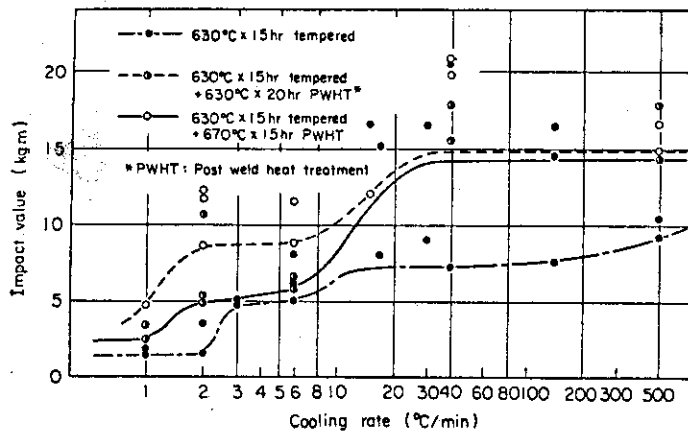


Fig.4.14 Continuous cooling transformation diagram for 2 1/4Cr-1Mo. 1)



Relationship between cooling rate, tensile strength and yield ratio of 2 1/4Cr-1 Mo steel.



Relationship between cooling rate and V-notch Charpy impact value of 2 1/4Cr-1 Mo steel at 0°C.

Fig. 4. 15 冷却速度と機械的性質との関係 16)

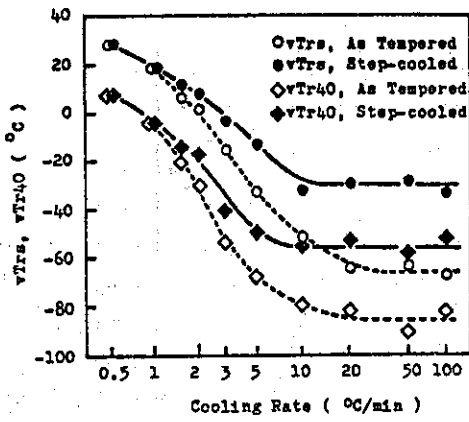


Fig. 4.16 ステップクーリング前後の衝撃遷移温度におよぼす冷却速度の影響 (17)

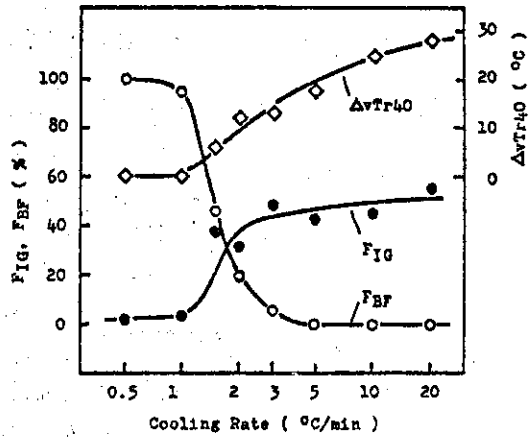


Fig. 4.17 冷却速度, ブロック状初析フェライト面積率 (FBF), 粒界破壊率 (FIG)  $\Delta vTr 40$  の関係 (17)

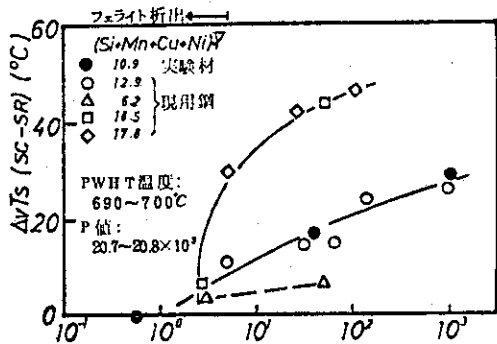


Fig. 4.18 2.25Cr-1Mo鋼の焼もどし脆性におよぼす焼入冷却速度の影響 (17)

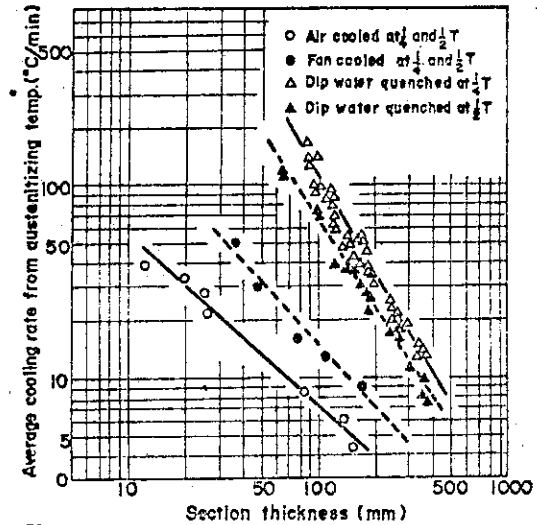


Fig.4.19 Relation between plate thickness and average cooling rate under various quenching conditions.  
 \*Average cooling rate to half temperature =  $(T_1 - T_2) / 2t$   
 Where  $T_1$ : austenitizing temperature,  $T_2$ : temperature of coolant,  $t$ : cooling time (5)

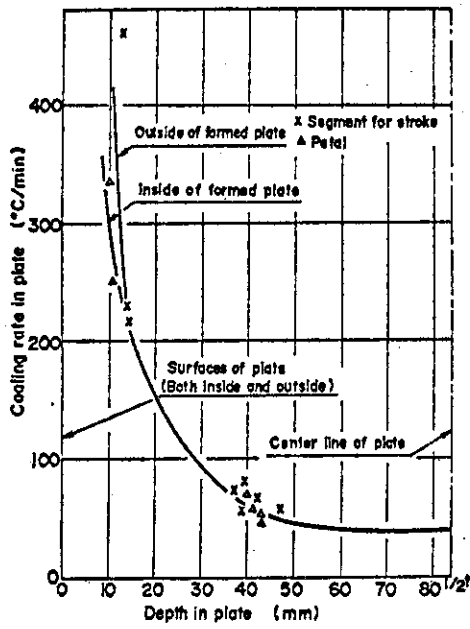


Fig.4.20 Cooling rate and location in plate during quenching 5)

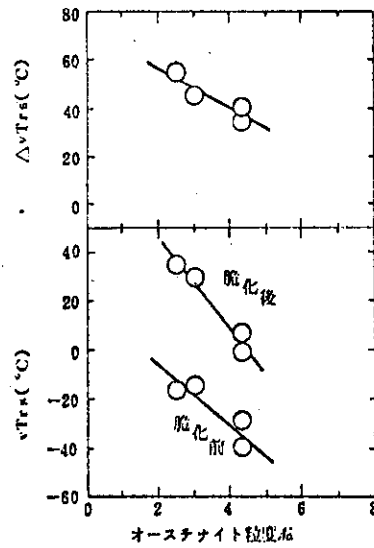


Fig. 4.21 脆化前後における衝撃値とオーステナイト粒度との関係 9)

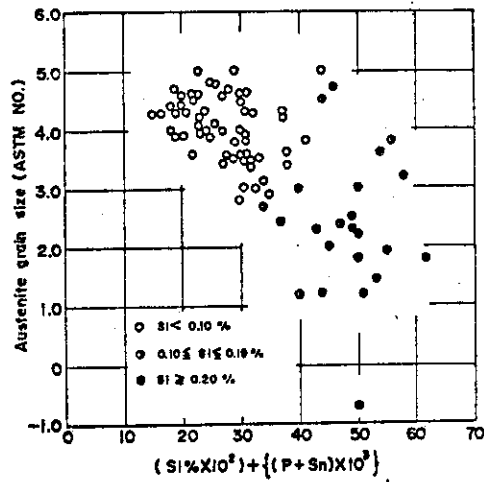


Fig.4.22 Relation between austenite grain size and (Si,P,S) factor of body center core material of 3.5%Ni-Cr-Mo-V rotor forgings. 18)

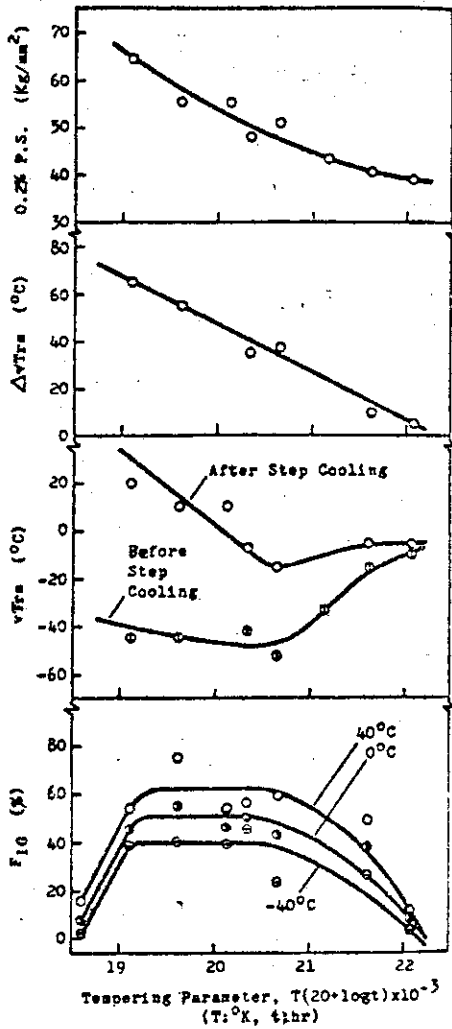


Fig. 4.23 焼戻しパラメータと0.2%耐力  $\Delta vTrs$  脆化前後の  $vTrs$  および粒界破壊率 (FIG) の関係 <sup>19)</sup>

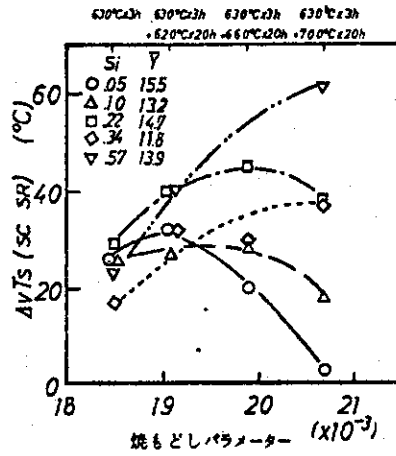


Fig. 4.24 2.25Cr-1Mo鋼の焼もどし脆性におよぼすPWHTの影響 <sup>19)</sup>

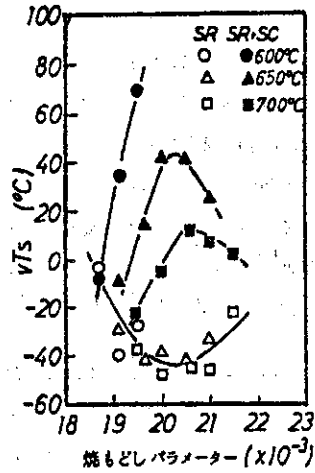


Fig. 4.25 2.25Cr-1Mo鋼の焼もどし脆性におよぼす焼もどし温度の影響 <sup>19)</sup>

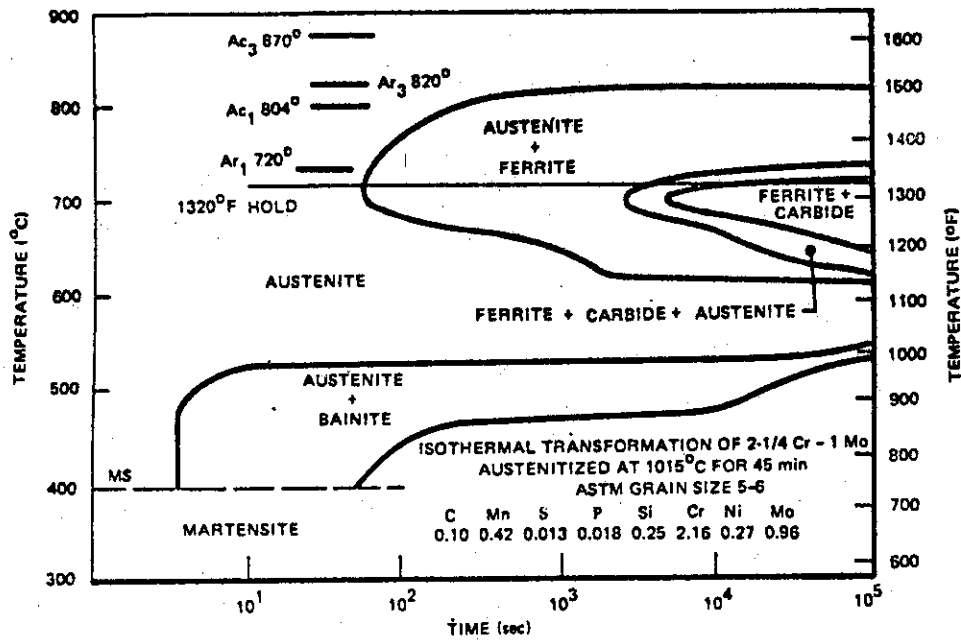


Fig.4.26 Isothermal transformation diagram for 2 1/4Cr-1Mo 1)

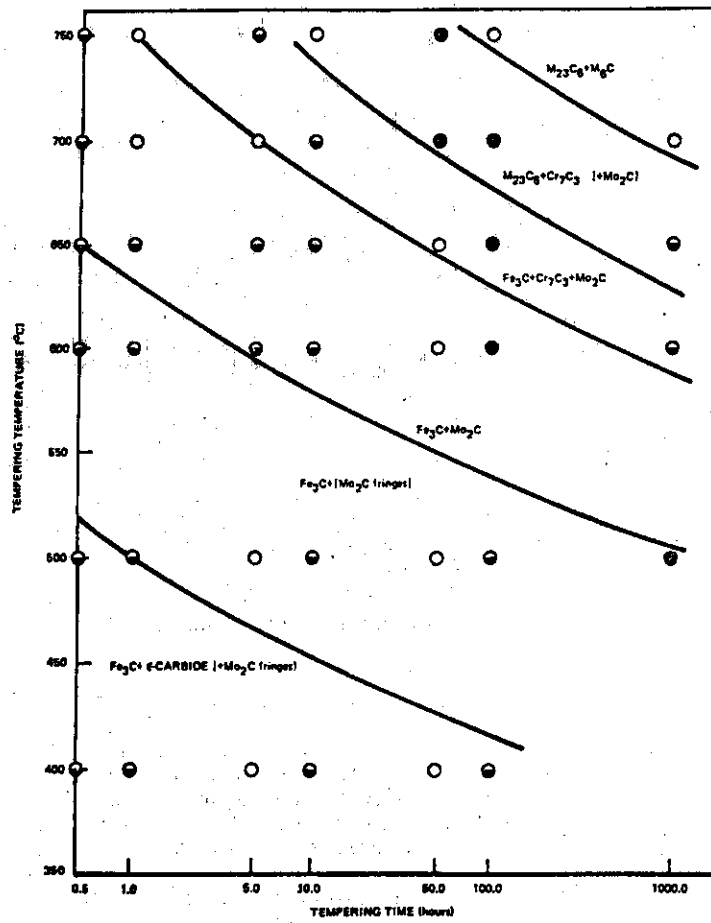


Fig.4.27 Isothermal diagram showing the sequence of carbide formation on tempering normalized 2 1/4Cr-1Mo (From Reference [48]) 1)

## 5. クリープ

Code Case 1592 においてクリープに関する設計値として時間依存の基準値  $S_0$  および  $S_t$  が定められている。

$S_0$  は次のように規定されている。すなわち、

- (1)  $10^{-5}$  %/hr のクリープ速度を与える平均応力。
- (2)  $10^5$  hr 平均クリープ破断強さの  $2/3$ 。
- (3)  $10^5$  hr 最小クリープ破断強さの 80 %。

のうちで最小のものを  $S_0$  とする。また  $S_t$  は次の値のうち最小のものと規定されている。

- (1) 時間  $t$  でクリープ破断する応力の最小値の  $2/3$ 。
- (2) 時間  $t$  で第 3 次クリープが開始する応力の最小値の 80 %。
- (3) 時間  $t$  で全ひずみ 1 % が生じる応力の最小値。

今回の調査にあたってはこれらの規定を考慮し、特に次の点に着目したデータの収集ならびに評価をおこなった。

- (1) クリープ速度、クリープ破断寿命、第 3 次クリープ開始時間等について、AN 材、NT 材、QT 材の相互の比較をおこなう。
- (2) 母材および溶接部の破断時の伸び、絞りについて AN 材と NT 材、QT 材の相互の比較をおこなう。
- (3) クリープ挙動に影響を及ぼす冶金的因子や熱処理の効果を明らかにする。

### 5.1 クリープ速度

#### 5.1.1 $10^5$ 時間 1 % 強度

クリープ速度の制限として時間  $t$  で全ひずみ 1 % に相当するひずみ速度が Code Case 1592 で定められている。

時間  $t$  として  $10^5$  時間が基準値とされているので、これからひずみ速度として  $10^{-7}$  /hr が制限値となる。すなわち  $0.01$  %/ $10^3$  hr あるいは  $1$  %/ $10^5$  hr と等しいひずみ速度である。

$2\frac{1}{4}$  Cr - 1 Mo 鋼のクリープ速度については 2) 34) 35) 36) などの報告がある。Fig. 5.1, 5.2, 5.3 は室温での破断強さ (UTS) が 77.4 KSi の NT 材のデータを AN 材のデータと比較したものである。また Fig. 5.4 は同じく室温での UTS が 76.3 Ksi の NT 材のデータである。

Fig. 5.1, 5.2, 5.3 は異った 3 レベルのひずみ量の条件で AN 材と NT 材を比較したものである。試験温度は  $950^\circ\text{F}$  ( $510^\circ\text{C}$ ) ~  $1100^\circ\text{F}$  ( $593^\circ\text{C}$ ) の範囲で、VHTR の RPV の設計条件から見るとやや高目であるが、次の点が明らかにされている。

- (1) 一定のひずみ量の条件において NT 材と AN 材の強度が等しくなる時間は、試験温度が高温になるにつれて短時間側へずれてゆく。0.1 %ひずみの場合を例にとれば、Fig. 5.1 に

見られるように AN材と NT材の交点は 510°Cでは  $1.5 \times 10^3$  時間、566°Cでは 20 時間、593°Cでは 4 時間であり、この時間よりも短時間側では NT材の強度が AN材よりも上廻っている。

(2) 上に述べた NT材と AT材の強度の等しくなる時間、すなわち Fig. 5.1, 5.2, 5.3 における NT材と AN材の交点の時間は、ひずみ量が増加するにつれ長時間側にずれていく。

510°Cの場合を例にとれば、Fig. 5.1 の 0.1%ひずみの場合この交点は  $1.5 \times 10^3$  時間であるが、Fig. 5.2 の 1%ひずみの場合になると  $1.3 \times 10^4$  時間となり、さらに Fig. 5.3 の 2%ひずみの場合には NT材が常に AN材を上廻る結果となっている。

これらのことから推論するとたとえば 0.1%ひずみの条件でさらに低温になり、VHTRの RPV の設計条件温度である 450°Cになると NT材と AN材の交点が  $10^4$  時間よりも長時間側になることも予想される。

Fig. 5.1 から NT材の  $10^5$  時間の 1%ひずみ強度を 510°Cの場合について求めると 6~12 Ksi となる。また、Fig. 5.2 から求めた値は 7~12 Ksi であり、Fig. 5.4 からは ~13 Ksi の値が得られ、これらの点では良い一致を示している。

#### 5.1.2 等時応力-ひずみ曲線

NT材で室温の UTS が 76.3 Ksi の材料について求めた等時応力-ひずみ曲線を Fig. 5.5, 5.6, 5.7, 5.8, 5.9 に示す。

ここで、 $10^5$  時間 1%ひずみの条件に注目すると 850°F (455°C) では 2次クリープ領域に入っているが、950°F (510°C) では 3次クリープの領域に入ると予想される。

Fig. 5.5 の結果から NT材の使用温度として 455°C は充分使用可能な温度であるといえるが、さらに 3次クリープの開始時間については確証の必要がある。

Fig. 5.5 および Fig. 5.6 から 455°C および 510°C の  $10^5$  時間 1%ひずみ強度を求めるとそれぞれ 24 Ksi, および 11 Ksi となり、前項で得られた値とよく一致している。

#### 5.1.3 最小クリープ速度と破断寿命

NT材 (室温の UTS 76.3 Ksi) の最小クリープ速度と破断寿命の間に、

$$\dot{\epsilon}_s \times t_r \approx 0.15$$

の関係が成立することが Fig. 5.10 に示されている。ここで  $\dot{\epsilon}_s$  : 最小クリープ速度,  $t_r$  : 破断寿命である。

この関係は 950°F ~ 1100°F (510°C ~ 593°C) の範囲で成立しているが、より広い範囲でも成立するかどうかは不明である。また  $\dot{\epsilon}_s$  の範囲についても  $10^{-23}$ /時間 ~  $10^{-4.3}$ /時間の場合について確かめられているのみであり、 $10^{-7}$ 時間付近までも成立するかどうかについても不明である。

#### 5.1.4 3次クリープ開始時間と破断寿命

Fig. 5.11 は 3次クリープ開始時間  $t_t$  と破断寿命  $t_r$  の関係を示したものである。室温の UTS 76.3 Ksi の NT材について 950°F ~ 1100°F (510°C ~ 593°C) の範囲で、

$t_t = 0.25 t_r$  但し  $t_t$  は 3 次クリープの開始時間の関係が成立することが示されている。但し  $t_r$  の最大は  $2 \times 10^3$  時間までであり、より長時間側についてもこの関係が成立するかどうかは不明である。

### 5.1.5 クリープ速度と室温強度の関係

NT材, QT材は焼もどし条件によって強度レベルを広い範囲にわたって変化させることができる。たとえばQT材の場合、室温での強度を70~150 Ksi の範囲に調整することが可能である。

Fig. 5.12, 5.13, 5.14, 5.15 に室温での UTS レベルを変えた場合のクリープ強度を示す。NT材のデータはQT材に比べ少ないがNT材とQT材の室温 UTS レベルが等しい場合には等しいクリープ強度を示すことが知られる。

室温の UTS と  $0.01\%/10^3$  時間クリープ強度および  $0.1\%/10^3$  時間クリープ強度の関係には直線関係が認められる。

クリープ強度の室温強度への依存性は高温になるに従って減少し、 $1000^\circ\text{F}$  ( $538^\circ\text{C}$ ) になると依存性はほとんどみられなくなる。しかしこれらのデータを室温での UTS が 70~90 Ksi 付近へ外挿した場合の精度に関しては疑問が残る。

### 5.1.6 溶接部のクリープ速度

AN材, NT材, QT材の溶接部のクリープ速度を母材と比較して求めたものが Fig. 5.16, 5.17, 5.18, 5.19, 5.20 である。

AN材では Fig. 5.19, 5.20 に  $1000^\circ\text{F}$  ( $538^\circ\text{C}$ ),  $1050^\circ\text{F}$  ( $566^\circ\text{C}$ ) のデータが示されており、 $0.01\%/1000$  時間のひずみ速度を与えるクリープ強度は両温度共に母材と溶接部で等しい。

NT材とQT材については Fig. 5.16, 5.17, 5.18 に、 $800^\circ\text{F}$  ( $427^\circ\text{C}$ ),  $850^\circ\text{F}$  ( $455^\circ\text{C}$ ) および  $900^\circ\text{F}$  ( $482^\circ\text{C}$ ) のデータが示されており、いずれの温度でも母材と溶接部のクリープ速度は等しい。

しかしAN材については低温側の  $800^\circ\text{F}$  ( $427^\circ\text{C}$ ) 付近のデータが不足していることおよびNT材, QT材についてはひずみ速度が  $0.01\%/1000$  時間付近のデータが不足していることが指摘される。

クリープ速度のデータ全般にわたって VHTR の RPV の構造設計に必要とされる  $400 \sim 450^\circ\text{C}$  付近の長時間データの不足が指摘される。とくに照射のクリープ速度への影響については、今後の問題として残るものと考えられる。

## 5.2 クリープラプチャー

### 5.2.1 母材および溶接部の破断延性

AN材母材および溶接部のクリープラプチャー延性を  $1000^\circ\text{F} \sim 1200^\circ\text{F}$  ( $538^\circ\text{C} \sim 649^\circ\text{C}$ ) の領域で求めたものが Fig. 5.21, 5.22, 5.23, 5.24, 5.25, 5.26, 5.27 である。

母材では Fig. 5.22 に見られるように  $1050^\circ\text{F}$  ( $566^\circ\text{C}$ ) で 10,000 時間付近に脆化が認



められる。この脆化は Fig. 5.23 では  $1100^{\circ}\text{F}$  ( $593^{\circ}\text{C}$ ) で 2000 時間付近にあらわれるが 10,000 時間付近では脆化が回復する徴候がみられる。Fig. 5.24 の  $1150^{\circ}\text{F}$  ( $622^{\circ}\text{C}$ ) および Fig. 5.25 の  $1200^{\circ}\text{F}$  ( $649^{\circ}\text{C}$ ) の場合には脆化は見られないが、データが少いこともあり断言できない。

溶接部の場合 Fig. 5.26 の  $1000^{\circ}\text{F}$  ( $538^{\circ}\text{C}$ ) では 3,000 時間までは脆化が見られないが、Fig. 5.27 の  $1100^{\circ}\text{F}$  ( $593^{\circ}\text{C}$ ) では 2,000 時間付近に、また同じく Fig. 5.27 の  $1200^{\circ}\text{F}$  ( $649^{\circ}\text{C}$ ) では 200 時間付近に脆化が見られることから  $1000^{\circ}\text{F}$  の場合長時間側で脆化が現れる可能性が残る。

NT材, QT材については Fig. 5.28, 5.29, 5.30, 5.31A, 5.31B, 5.32, 5.33, 5.34 のデータがある。

母材については Fig. 5.28 で  $800^{\circ}\text{F}$  ( $427^{\circ}\text{C}$ ) では 20,000 時間までの範囲では脆化が認められていない。しかし、Fig. 5.29 で  $850^{\circ}\text{F}$  ( $455^{\circ}\text{C}$ ) になると 10,000 時間付近に脆化が認められ、この脆化の時間は Fig. 5.30 の  $900^{\circ}\text{F}$  ( $482^{\circ}\text{C}$ ) では 3,000 時間、Fig. 5.31 の  $1000^{\circ}\text{F}$  ( $538^{\circ}\text{C}$ ) では 400 時間に移っている。

溶接部については Fig. 5.32 で  $800^{\circ}\text{F}$  ( $427^{\circ}\text{C}$ ) で 3,000 時間付近に脆化が認められ、Fig. 5.33 の  $850^{\circ}\text{F}$  ( $455^{\circ}\text{C}$ ) では 2,000 時間に、また Fig. 5.34 の  $900^{\circ}\text{F}$  ( $482^{\circ}\text{C}$ ) では 3,000 時間付近に脆化が認められている。

AN材とNT材, QT材の母材について相互の比較をおこなうと、 $1000^{\circ}\text{F}$  ( $538^{\circ}\text{C}$ ) 以上の温度ではAN材は最も延性が低下した場合、すなわち最も脆化した場合にも絞り率が30~40%あるのに対し、NT材, QT材では5~10%にまで低下している。また、Fig. 5.21, 5.31によってAN材とNT材, QT材の $1000^{\circ}\text{F}$  ( $538^{\circ}\text{C}$ )での伸びと絞りを比較すると脆化のない領域の絞り値はAN材, NT材, QT材共に70~80%程度であるが、一方伸び値はAN材が40~60%を示しているのに対し、NT材とQT材は20~30%とAN材の約1/2である。このことは破断時にAN材はNT材, QT材よりも均一伸びが大きいことを意味する。

## 5.2.2 溶接部のクリープチャに及ぼす熱処理の効果

溶接部は溶接後に応力除去のため熱処理を受けることにより、また高温で使用される間に時効によりそのクリープ特性が変化する。これらに関して 30) 31) 33) の報告がある。

ここで VHTR の実用条件に近いと考えられる熱処理の効果に特に着目すると、Fig. 5.35, 5.36 に見られるように NT材の母材および溶接部を  $720^{\circ}\text{C}$ 、3.5 時間の応力除去焼鈍した場合、 $550^{\circ}\text{C}$  クリープチャ試験の小型試験片データでは母材に比べて溶接部の破断寿命は約 1/100 となっている。これらのデータは標点部長さが 25 mm の小型試験片から得られたもので、素材中に不純物として含まれる P 量は 120 ppm である。

試験片のサイズ効果を調べるため同様の試験を標点 長さ 160 mm の大型試験片を用いておこなった例が Fig. 5.37 である。ここで RPV の溶接後熱処理条件に最も近い熱処理であると考えられる JSC (小型試験片) と JLC (大型試験片) について比較してみると大型試験片が、3,000 時間よりも長時間側で小型試験片に比べ強度が大きい。

全般的に大型試験片のデータは熱処理の違いによる差が大きい、この原因として Fig. 5.38

に示すように、大型試験片では溶接部周辺の母材をも含めた領域での変形挙動が熱処理により大きく異なることが考えられる。

このことより溶接部の構造設計データを得るためには、溶接部のみについて試験したり、母材のみについて試験したのでは十分でなく、同一試験片の標点部に溶接部と母材を共に含むような大型試験片を用いた試験の必要があることがわかる。

溶接後熱処理として  $900^{\circ}\text{F}$  ( $482^{\circ}\text{C}$ )、 $1100^{\circ}\text{F}$  ( $593^{\circ}\text{C}$ )、 $1300^{\circ}\text{F}$  ( $704^{\circ}\text{C}$ ) の3種をえらび熱処理温度の影響を比較した報告が 33) である。Fig. 5.39, 5.40, 5.41, 5.42 に見られるように  $900^{\circ}\text{F}$  ( $482^{\circ}\text{C}$ ) 熱処理はクリープ破断寿命およびクリープ速度に関しては溶接のままのものとほとんど変わらないのに対して、破断延性は Fig. 5.43, 5.44 に見られるように  $900^{\circ}\text{F}$  ( $482^{\circ}\text{C}$ ) 加熱によって脆化領域が長時間側に移行していることが認められる。

ここで用いられている素材は Table 5.1 に示すように P 含有量が 60 ppm と通常の材料に比べ約  $1/2 \sim 1/3$  の高純度材であるために、溶接後熱処理による影響が P 量のより高い材料より少ないと考えられるが、それにもかかわらずこのような結果が得られたことは注目される。

### 5.2.3 溶接熱影響部のクリープラプチャ

溶接熱影響部は苛酷な熱履歴のため再結晶をおこしたり、結晶粒成長をおこしたりすることによって母材とは異なった組織となっている。

このような熱影響部の挙動を調べるため、母材を  $1000^{\circ}\text{C}$  および  $1300^{\circ}\text{C}$  に短時間急熱して溶接熱影響部を再現的に近似した組織を作り、それについてクリープラプチャ特性を調べたものがある<sup>31)</sup>。

$1000^{\circ}\text{C}$  への急熱は熱影響部のうち細粒部分を近似するためのものであり、 $1300^{\circ}\text{C}$  への急熱は粗粒部を近似するためのものである。

これらの急熱処理をおこなった後に  $550^{\circ}\text{C}$  から  $725^{\circ}\text{C}$  の範囲で各種の熱処理を与えたものについて、 $550^{\circ}\text{C}$  でクリープラプチャ試験をおこなった。この結果が Fig. 5.45, 5.46 である。

Fig. 5.45 は  $1350^{\circ}\text{C}$  加熱材の結果であり、Fig. 5.46 は  $1000^{\circ}\text{C}$  の加熱材の結果である。

$1300^{\circ}\text{C}$  加熱の粗粒材では  $725^{\circ}\text{C}$  熱処理材が 3,000 時間以上の長時間側で最も高い強度を示している。

$1000^{\circ}\text{C}$  加熱の細粒材では  $725^{\circ}\text{C} + 555^{\circ}\text{C} \times 5,000$  時間処理材が安定した強度を示している。強度レベルを細粒材と粗粒材とで比較すると細粒材は 10,000 時間強度で約 30% 粗粒材よりも下まわっている。

溶接後熱処理は細粒部も粗粒部も同一の熱履歴を受けるのであるから Fig. 5.45, 5.46 で共通した熱処理で最も良いと考えられるものは  $725^{\circ}\text{C} + 550^{\circ}\text{C} + 5,000$  時間処理である。この条件は現在実用化されている溶接後熱処理条件とほぼ等しいものである。

しかし、これは強度レベルにのみ着目した場合であって破断形態をみると、 $1300^{\circ}\text{C}$  加熱材は粒界破壊が大部分であるのに対し、 $1000^{\circ}\text{C}$  加熱材は粒内破壊している。

したがって、今後溶接後熱処理条件を検討するにあたっては強度レベルについての評価だけでなく、破断伸び、絞り等の延性特性や破断形態等についての評価も含めておこなう必要のあるこ

とが指摘される。

Table 5.1 Chemical Analysis of Filler  
Metal and Submerged Arc  
Weld Deposit, Wt%(a) 33)

Element	Filler metal	Deposit
C	0.060	0.055
Mn	0.59	0.82
P	0.006	0.008
S	0.019	0.021
Si	0.19	0.37
Cu	0.58	0.51
Ni	0.08	0.086
Cr	2.70	2.50
Mo	0.96	0.99
V	0.01	0.01
Ti	0.005	0.005
Al soluble	0.005	0.012
insoluble	0.055	0.001
Total	0.060	0.013
N	0.011	0.016
O	61 <sup>(b)</sup>	694 <sup>(b)</sup>
H	2.9 <sup>(b)</sup>	—
As	0.004	0.005
Sb	0.0005	0.0009
Sn	0.002	0.005

(a) Analysis courtesy of Dr. W. D. Doty, U.S. Steel Applied Research Laboratories, Monroeville, Pennsylvania  
(b) Parts per million

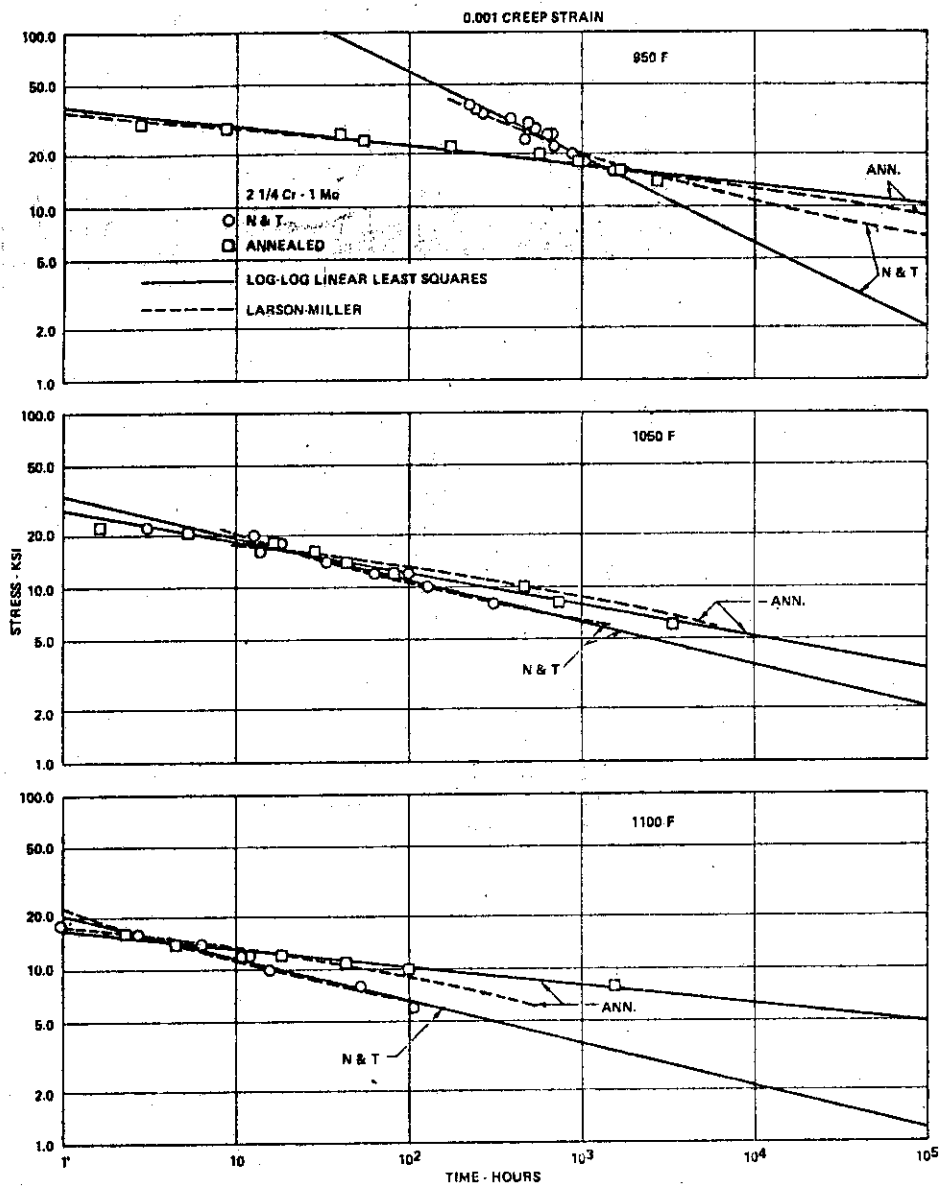


Fig. 5.1 Stress versus time to 0.001 in/in creep strain for an annealed and a normalized and tempered 2 1/4Cr-1Mo steel. (1 ksi = 6.895 MPa;  $F = 1.8C + 32$ )<sup>2)</sup>

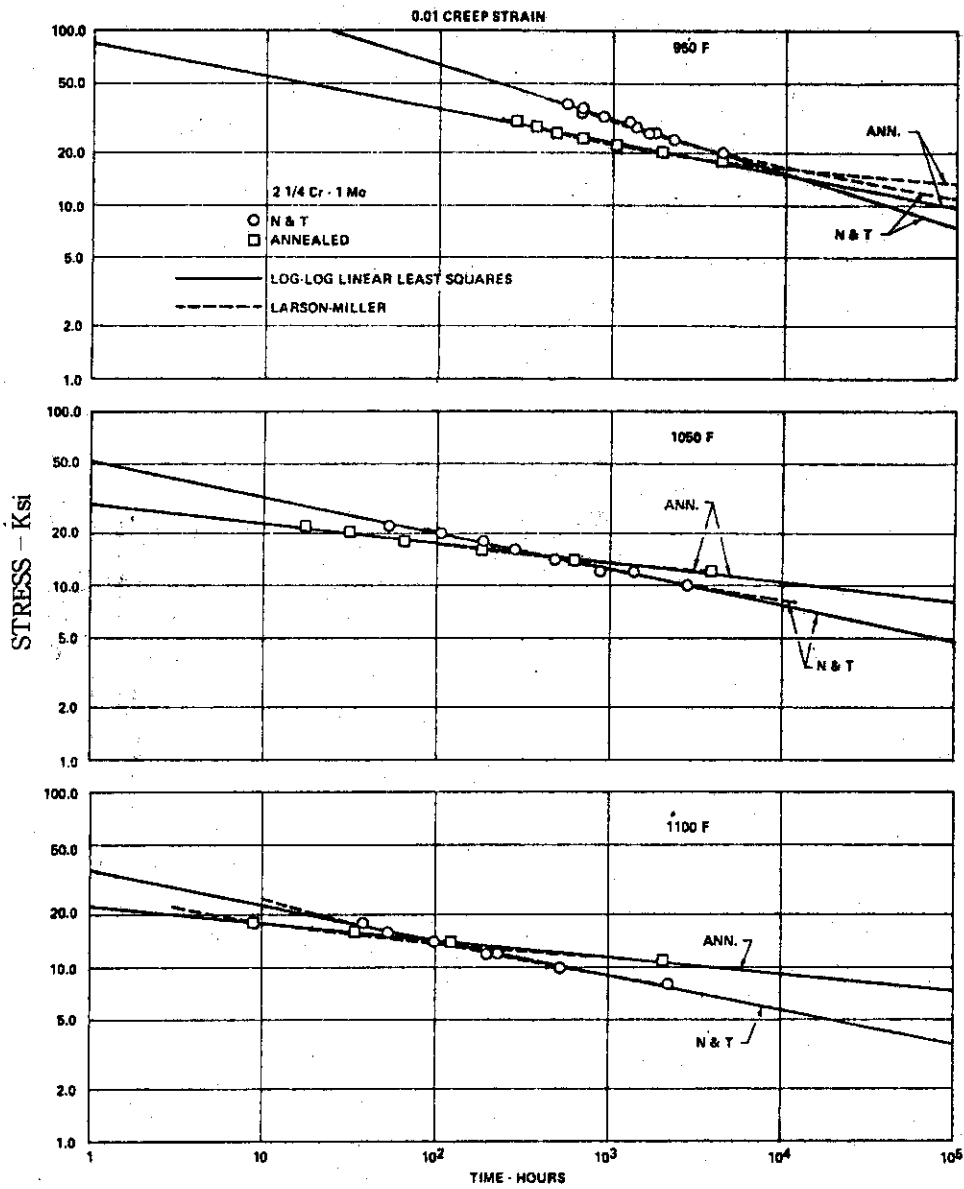


Fig. 5.2 Stress versus time to 0.01 in/in creep strain for an annealed and a normalized and tempered 2-1/4 Cr - 1 Mo steel. (1 ksi - 6.895 MPa;  $F = 1.8 C + 32$ ) 2)

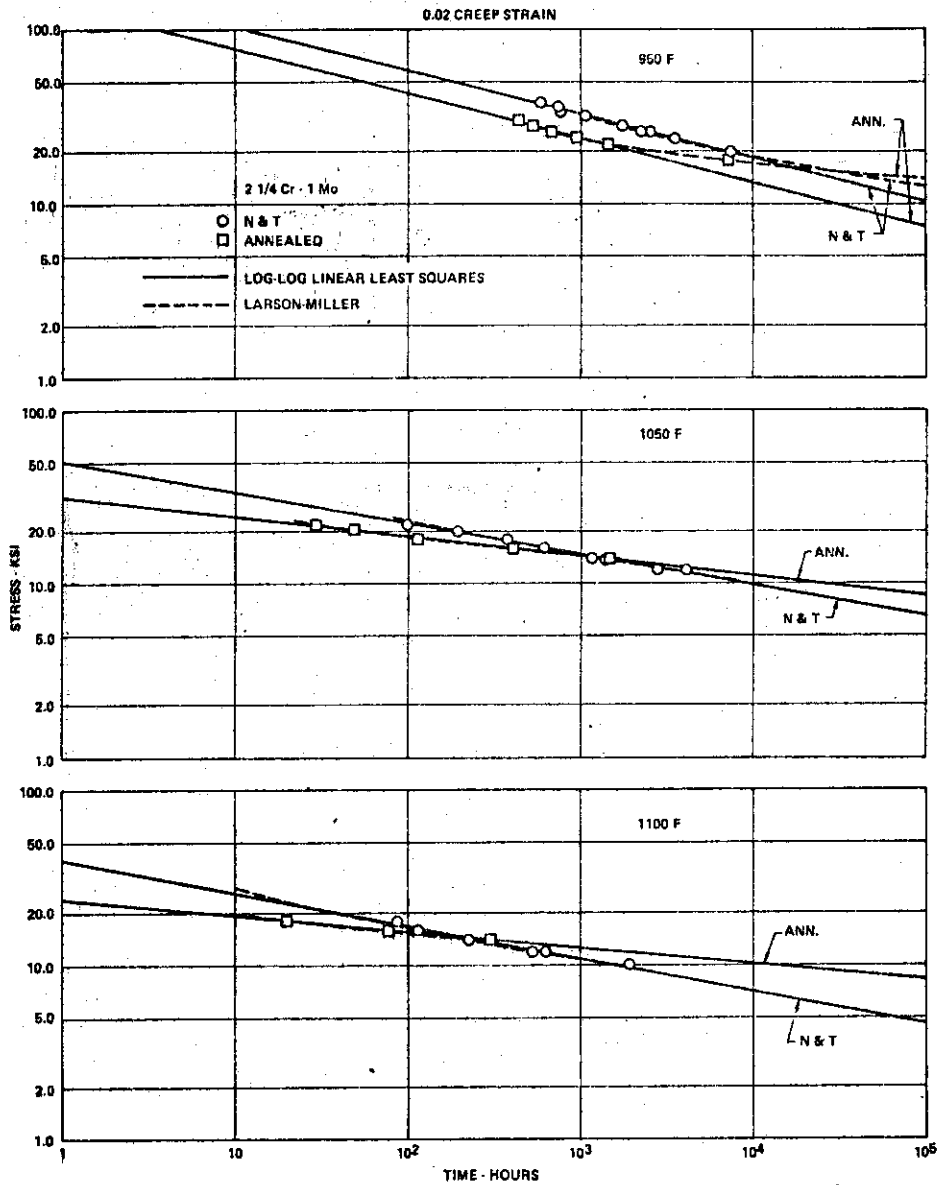


Fig. 5.3 Stress versus time to 0.02 in/in creep strain for an annealed and a normalized and tempered 2 1/4Cr-1Mo steel. (1 ksi = 6.895 MPa;  $F = 1.8C+32$ ) 2)

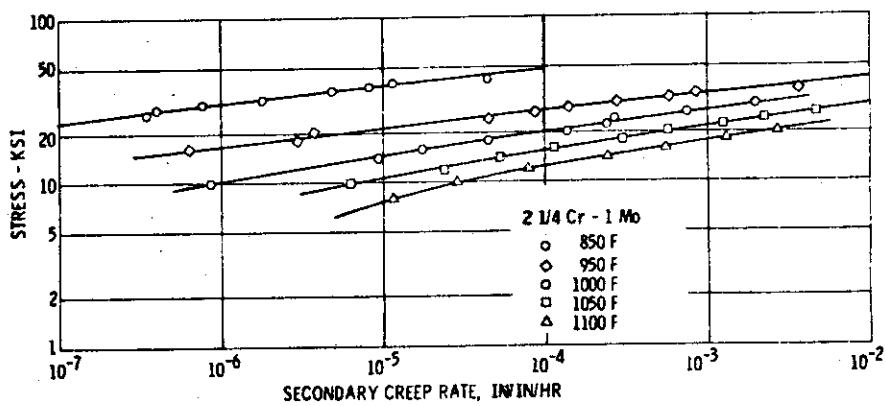


Fig. 5.4 Secondary creep rate of 2 1/4Cr-1Mo steel as a function of stress and temperature. (1 ksi = 6.895 MPa;  $F = 1.8C+32$ ) 36)

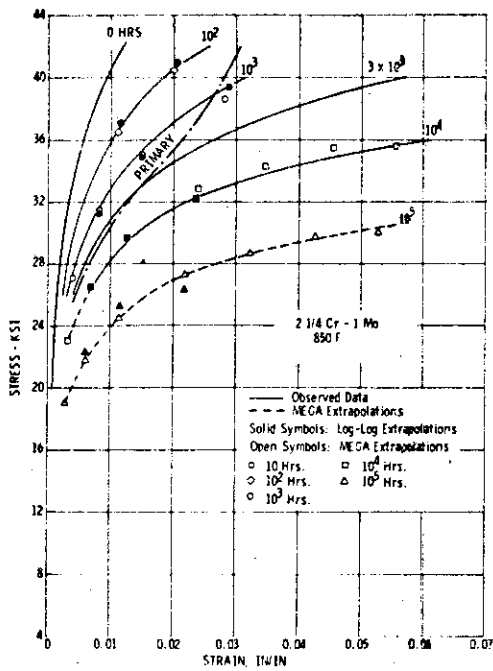


Fig. 5.5 Isochronous stress-strain curves for 2 1/4Cr-1Mo steel at 850°F. (1 ksi = 6.895MPa;  $F = 1.8C+32$ )<sup>36</sup>)

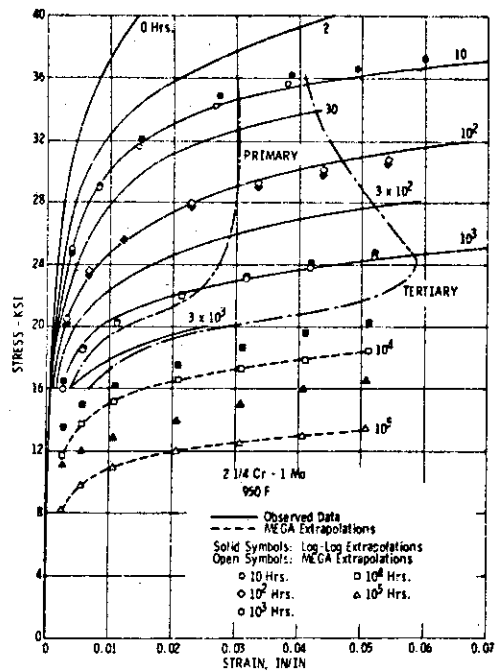


Fig. 5.6 Isochronous stress-strain curves for 2 1/4Cr-1Mo steel at 950°F. (1 ksi = 6.895 MPa;  $F = 1.8C+32$ )<sup>36</sup>)

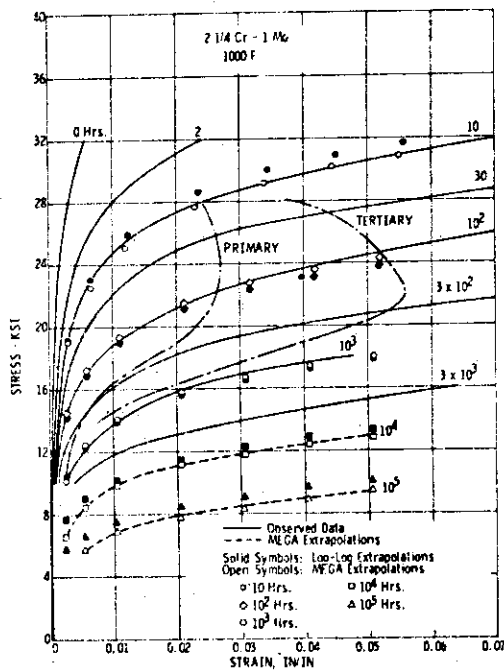


Fig. 5.7 Isochronous stress-strain curves for 2 1/4Cr-1Mo steel at 1000°F. (1 ksi = 6.895 MPa;  $F = 1.8C+32$ )<sup>36</sup>)

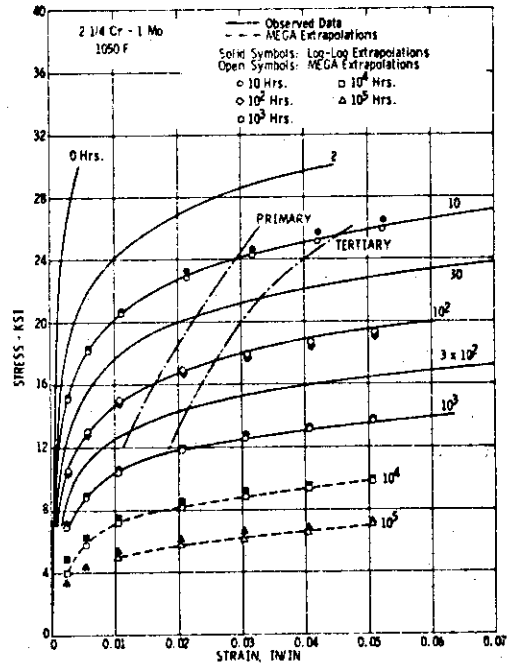


Fig. 5.8 Isochronous stress-strain curves for 2 1/4Cr-1Mo steel at 1050°F. (1 ksi = 6.895 MPa;  $F = 1.8C+32$ )<sup>36</sup>)

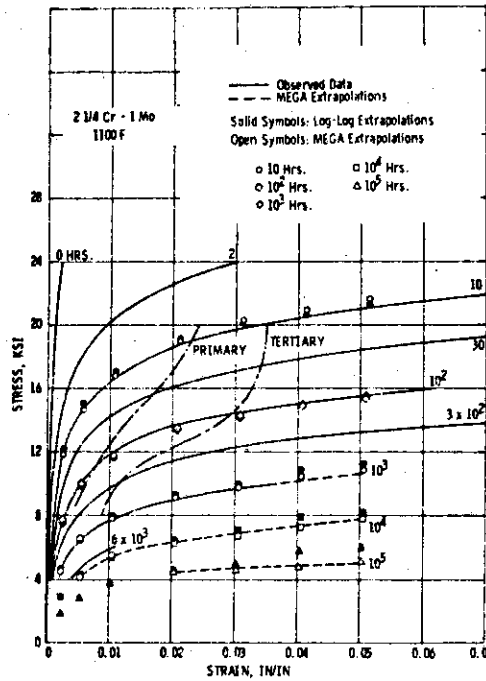


Fig.5.9 Isochronous stress-strain curves for 2 1/4Cr-1Mo steel at 1100°F. (1 ksi = 6.895 MPa;  $F = 1.8C+32$ )<sup>36</sup>)

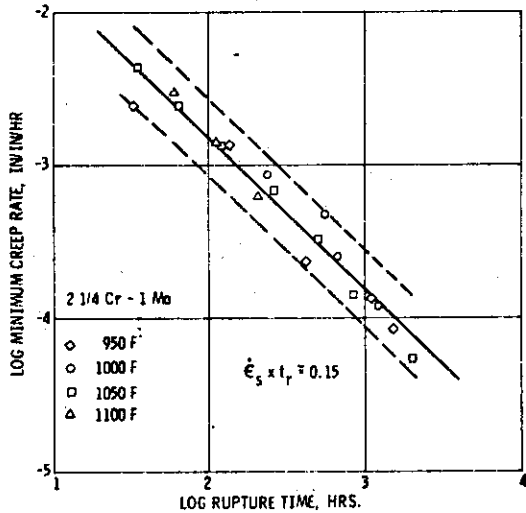


Fig.5.10 Correlation of minimum creep rate with rupture time for 2 1/4Cr-1Mo steel. ( $F = 1.8C+32$ )<sup>36</sup>)

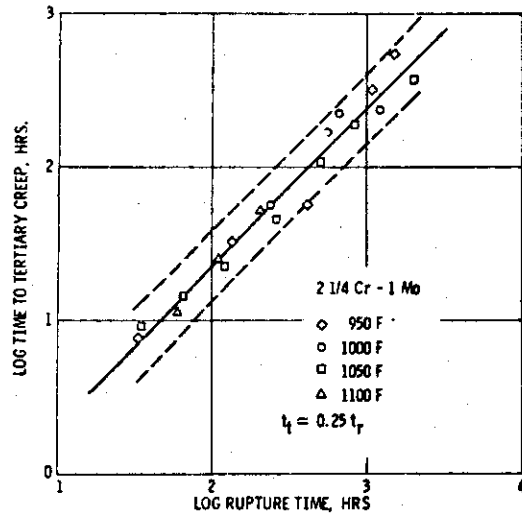


Fig.5.11 Correlation of time to onset of tertiary creep with rupture time for 2 1/4Cr-1Mo steel. ( $F = 1.8C+32$ )<sup>36</sup>)



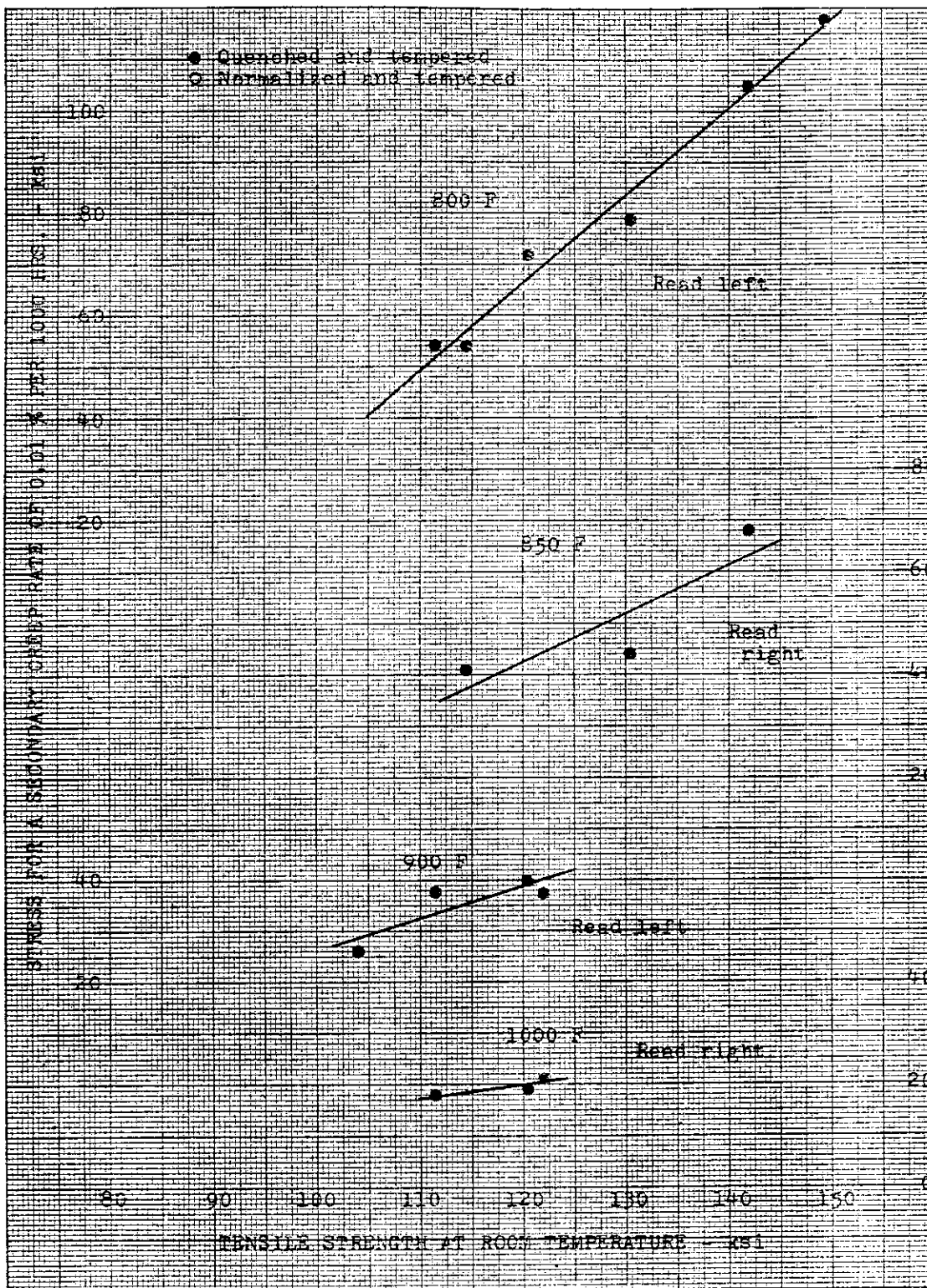


Fig.5.12 Variation of creep strength (0.01% per 1000 hours) of normalized-and-tempered at quenched-and-tempered material with tensile strength at 75 F. (34)

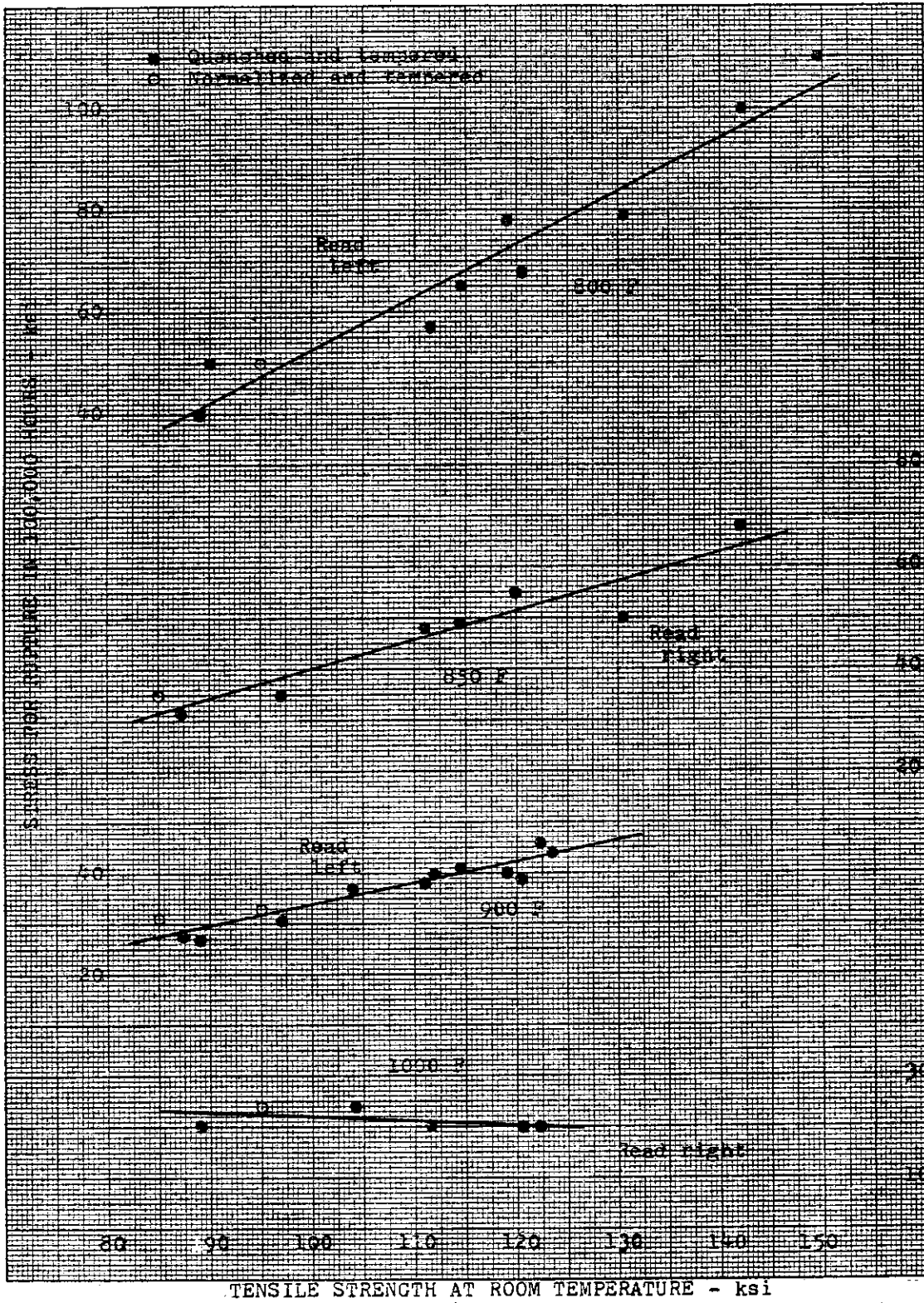


Fig.5.13 Variation of rupture strength (100,000 hours) of normalized-and-tempered and quenched-and-tempered material with tensile strength at 75 F. 34)

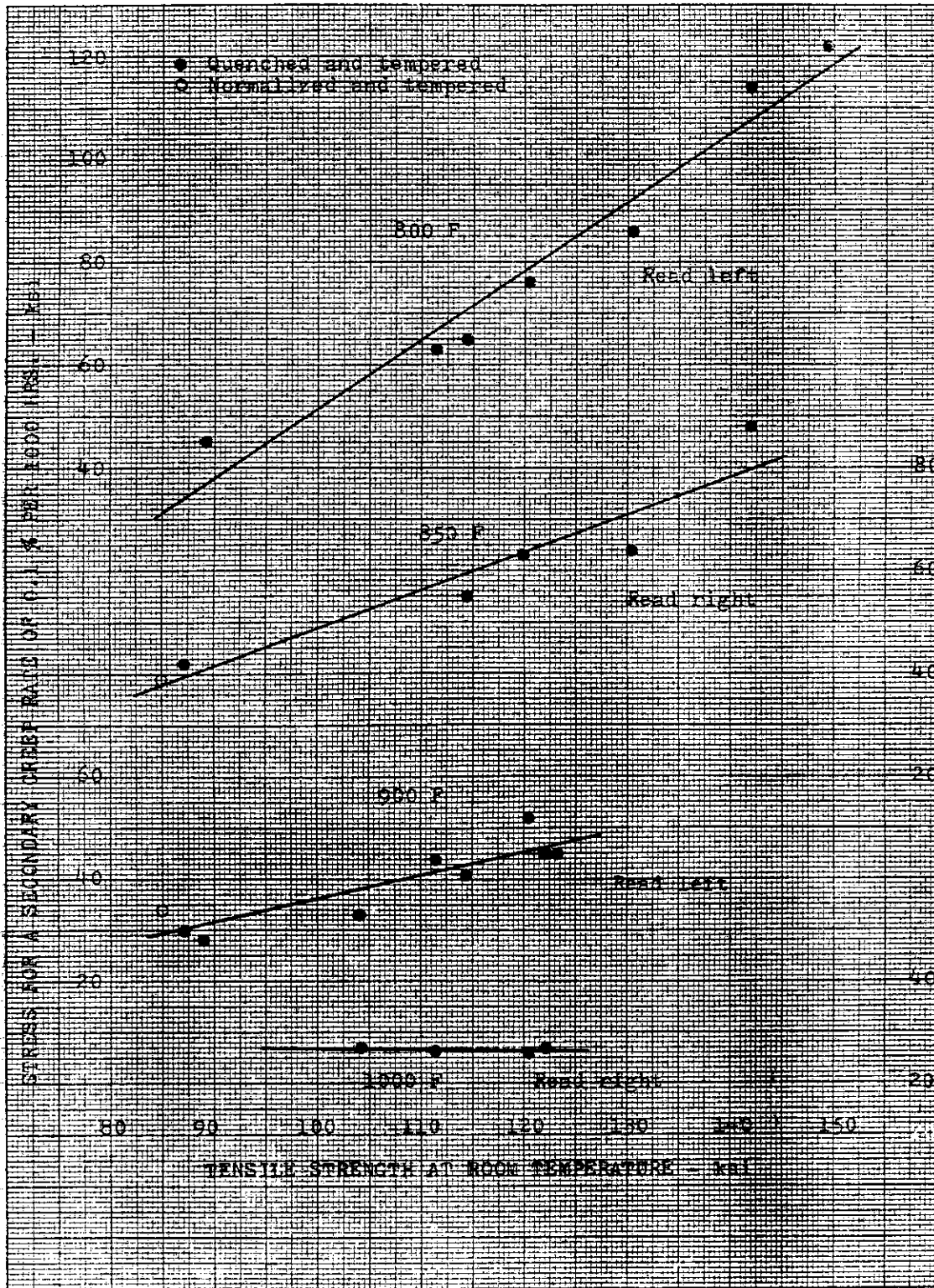


Fig.5.14 Variation of creep strength (0.1% per 1000 hours) of normalized-and-tempered and quenched-and-tempered material with tensile strength at 75 F. 34)

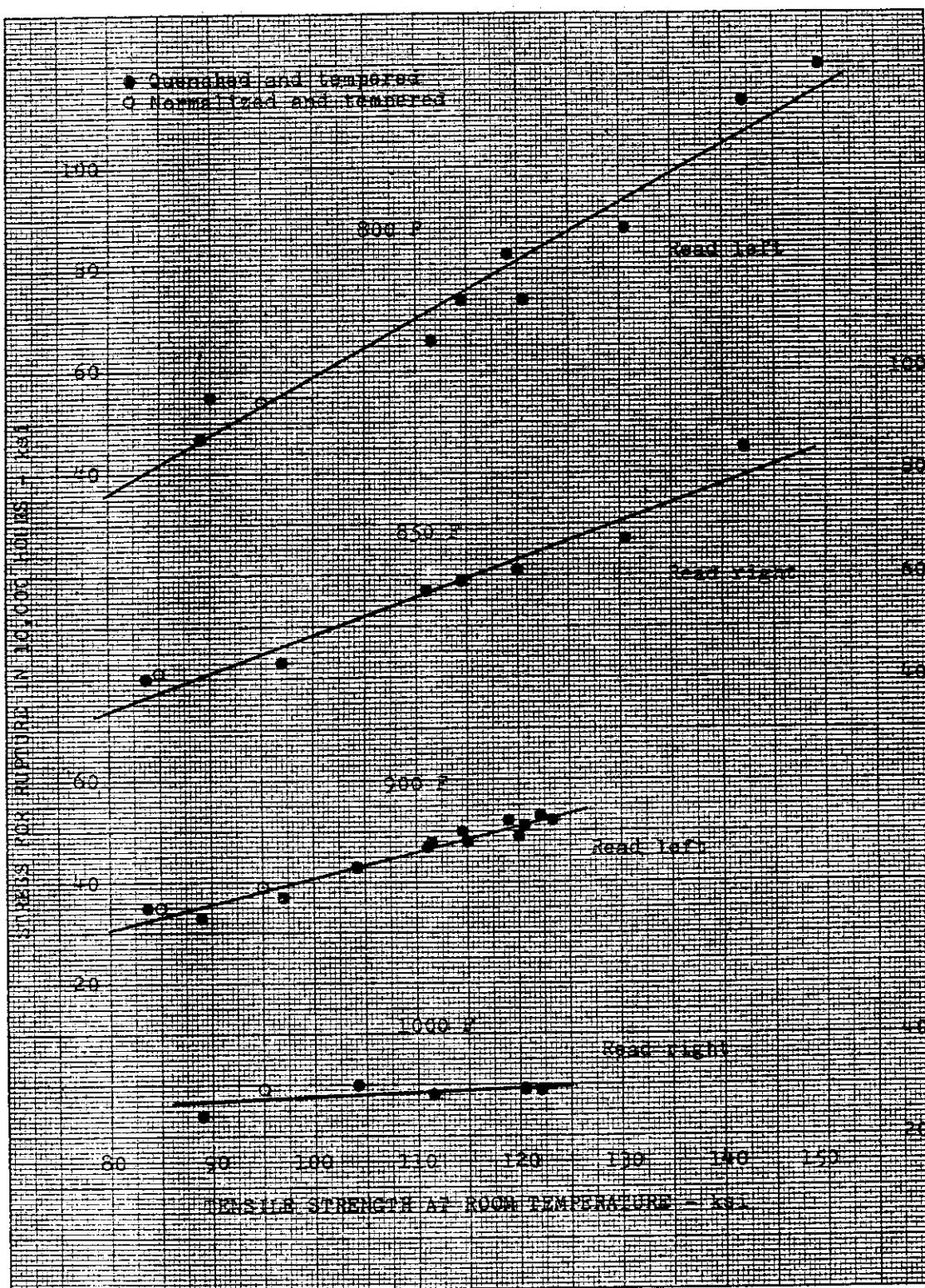


Fig. 5.15 Variation of rupture strength (10,000 hours) of normalized-and-tempered and quenched-and-tempered material with tensile strength at 75 F. 34)

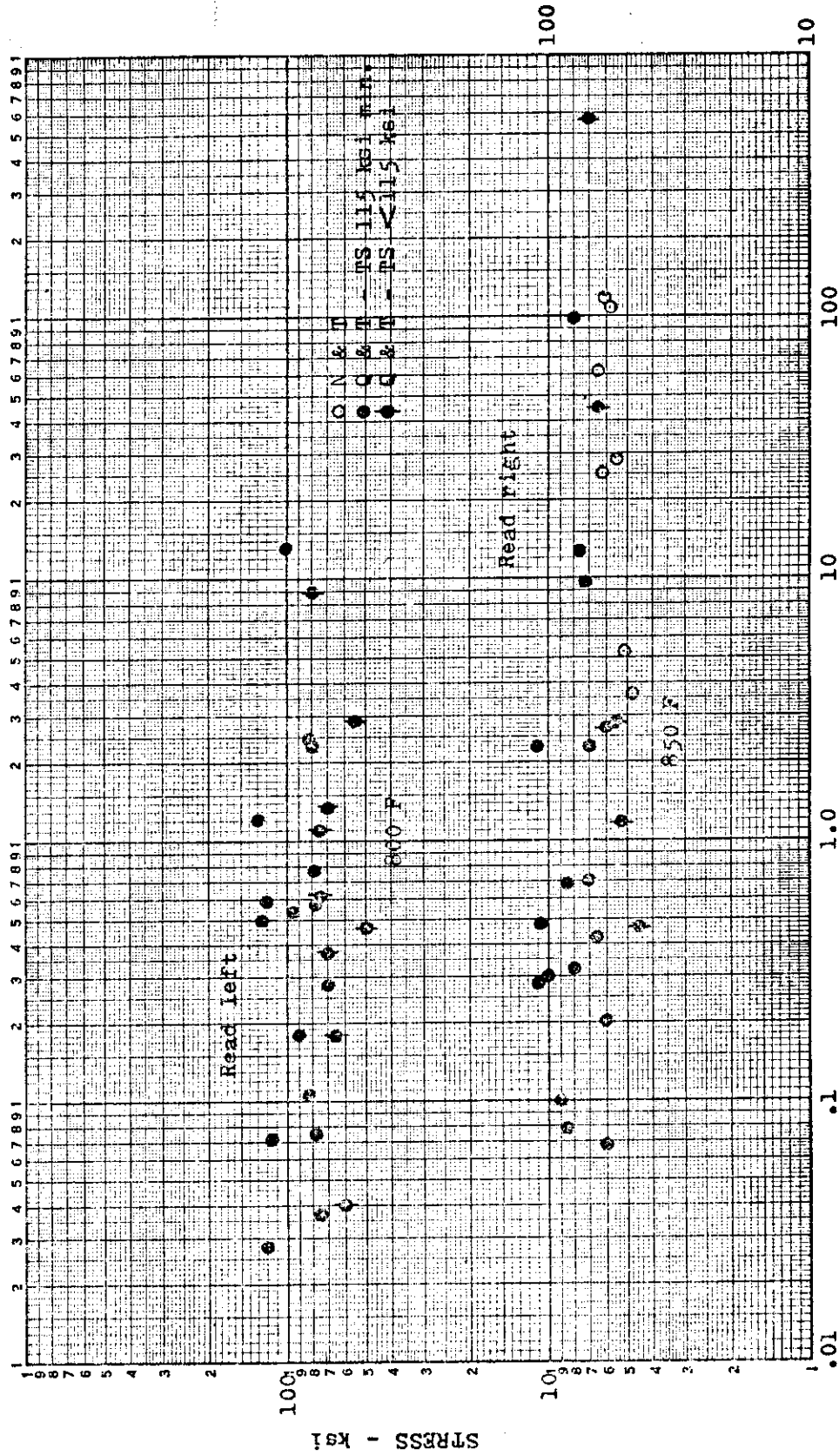
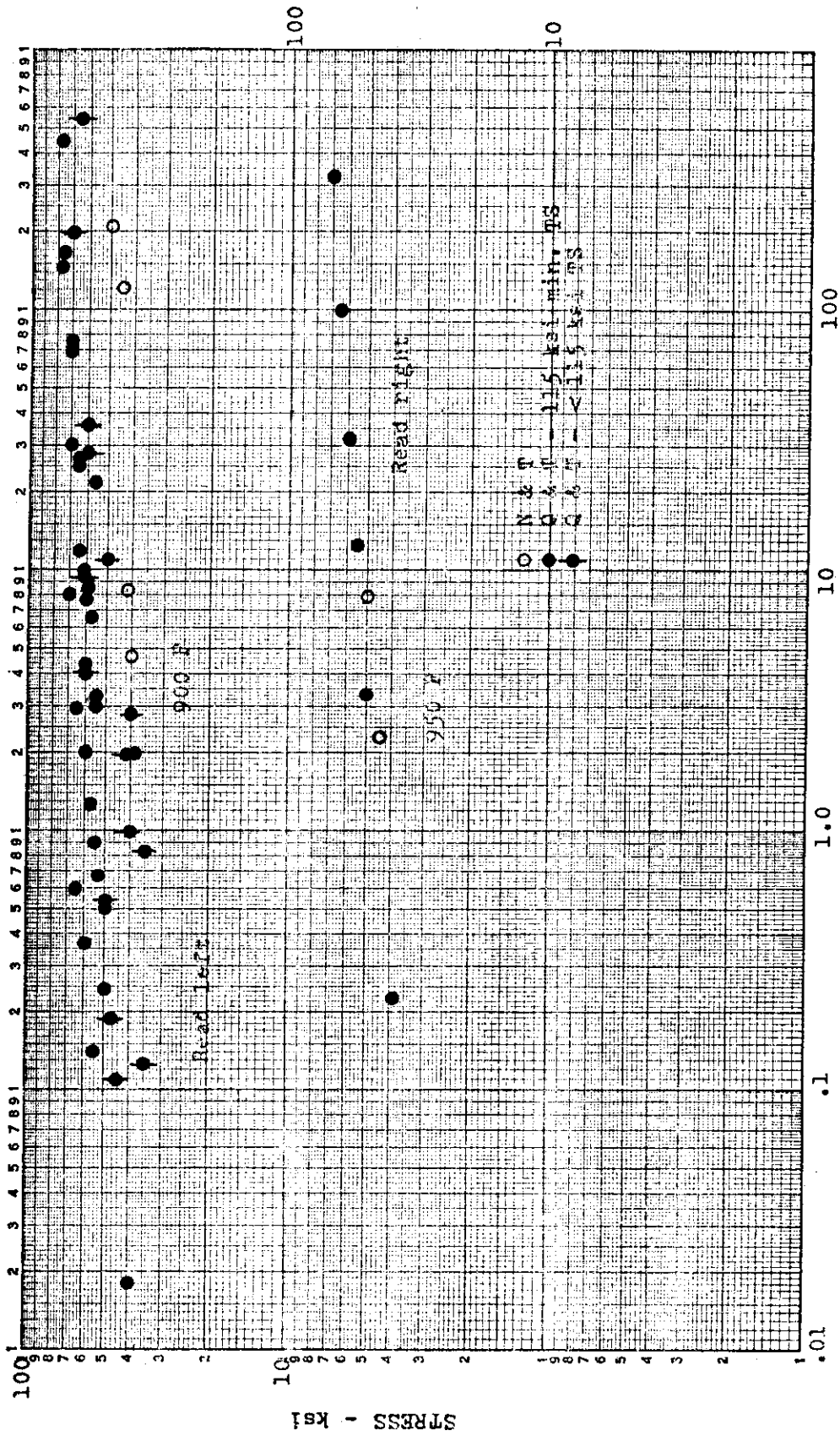


Fig. 5.16 Stress vs secondary creep rate for normalized-and-tempered and quenched-and-tempered material. 34)



CREEP RATE - PER CENT PER 1000 HOURS

Fig. 5.17 Stress vs secondary creep rate for normalized-and-tempered and quenched-and-tempered material. (34)

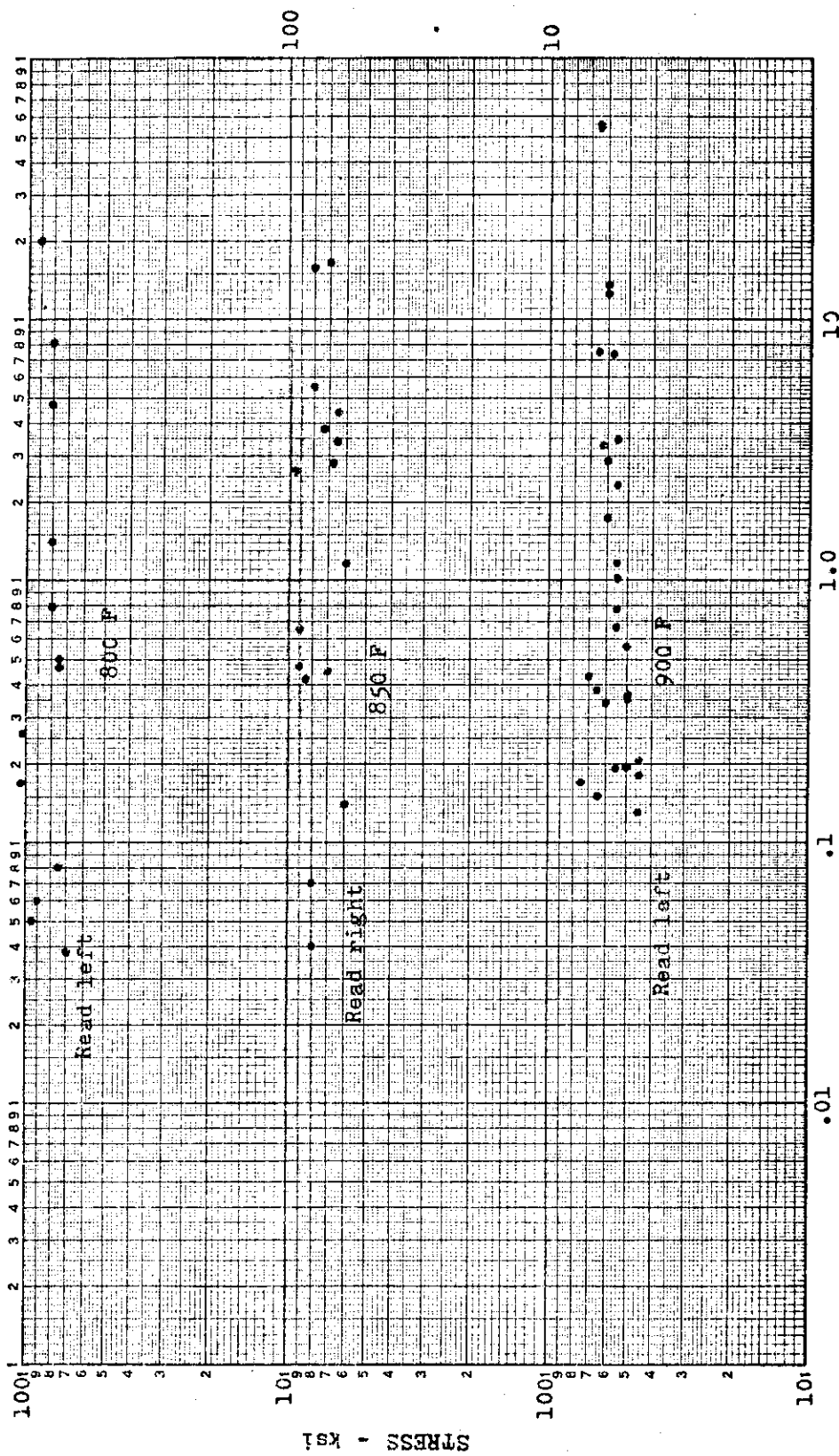
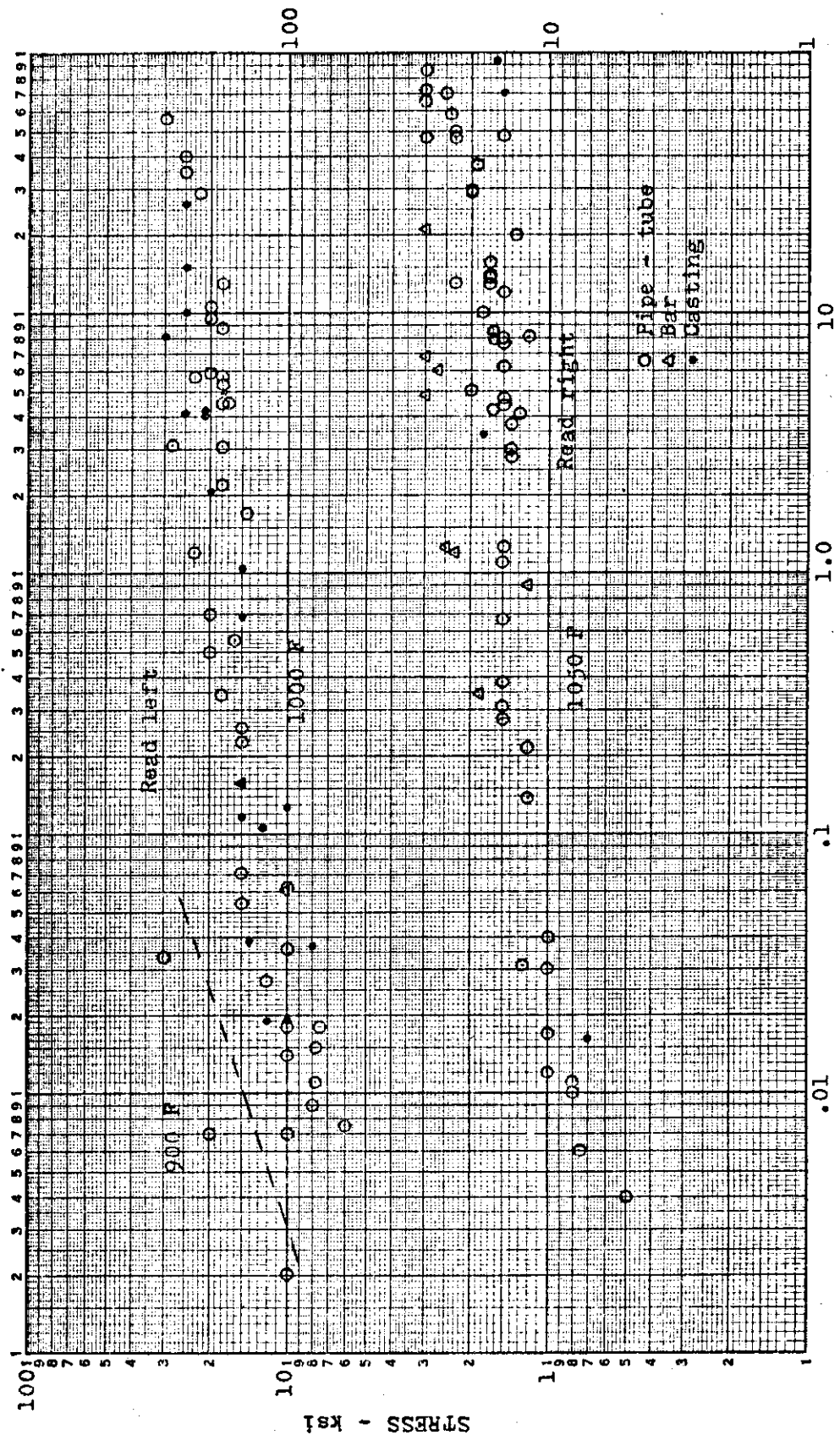


Fig. 5.18 Stress vs secondary creep rate for quenched-and-tempered or tempered weld metal. 34)



CREEP RATE - PER CENT PER 1000 HOURS

Fig. 5.19 Stress vs secondary creep rate for annealed material. 34)



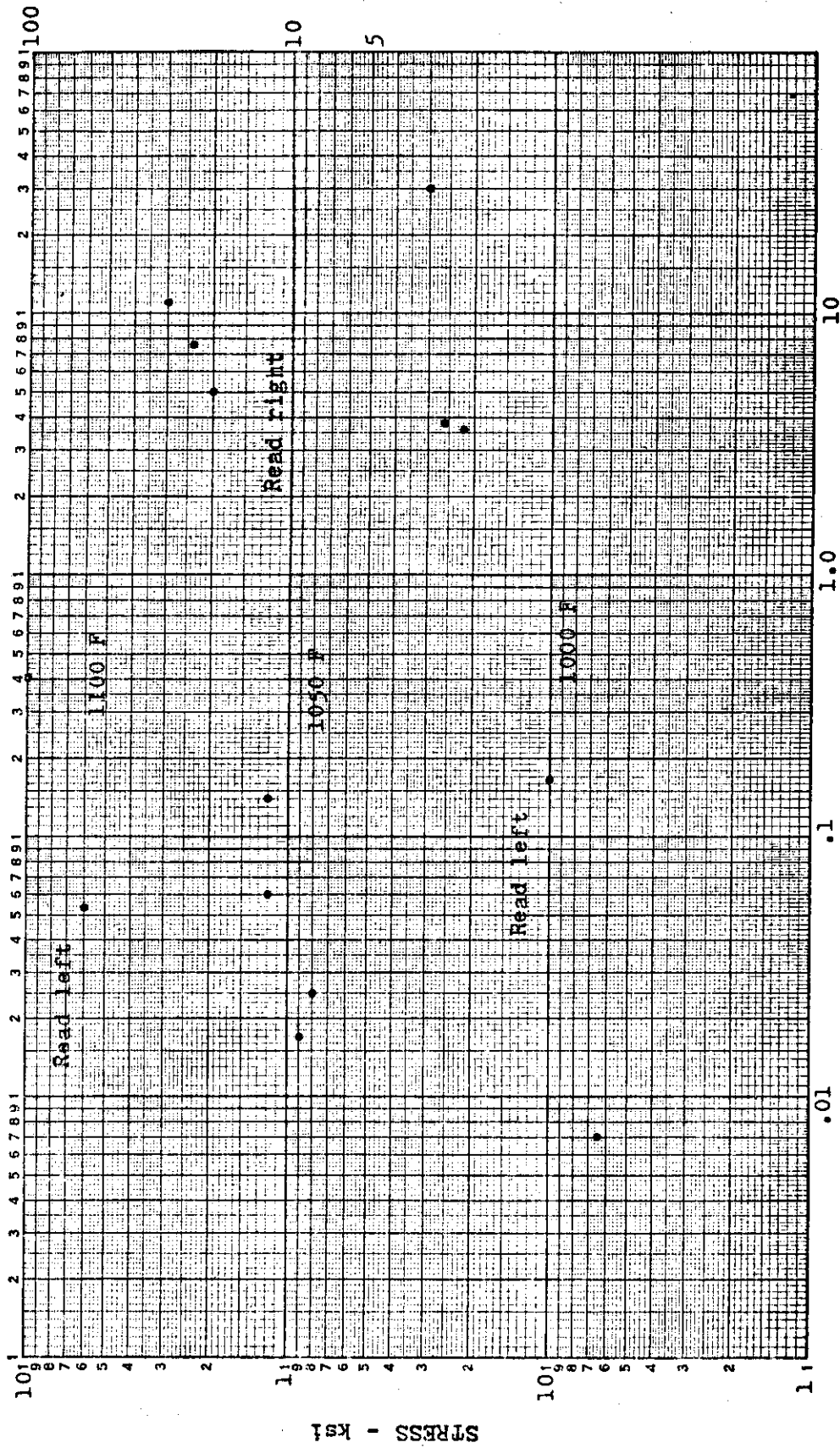


Fig. 5.20 Stress vs secondary creep rate for annealed weld metal. 34)

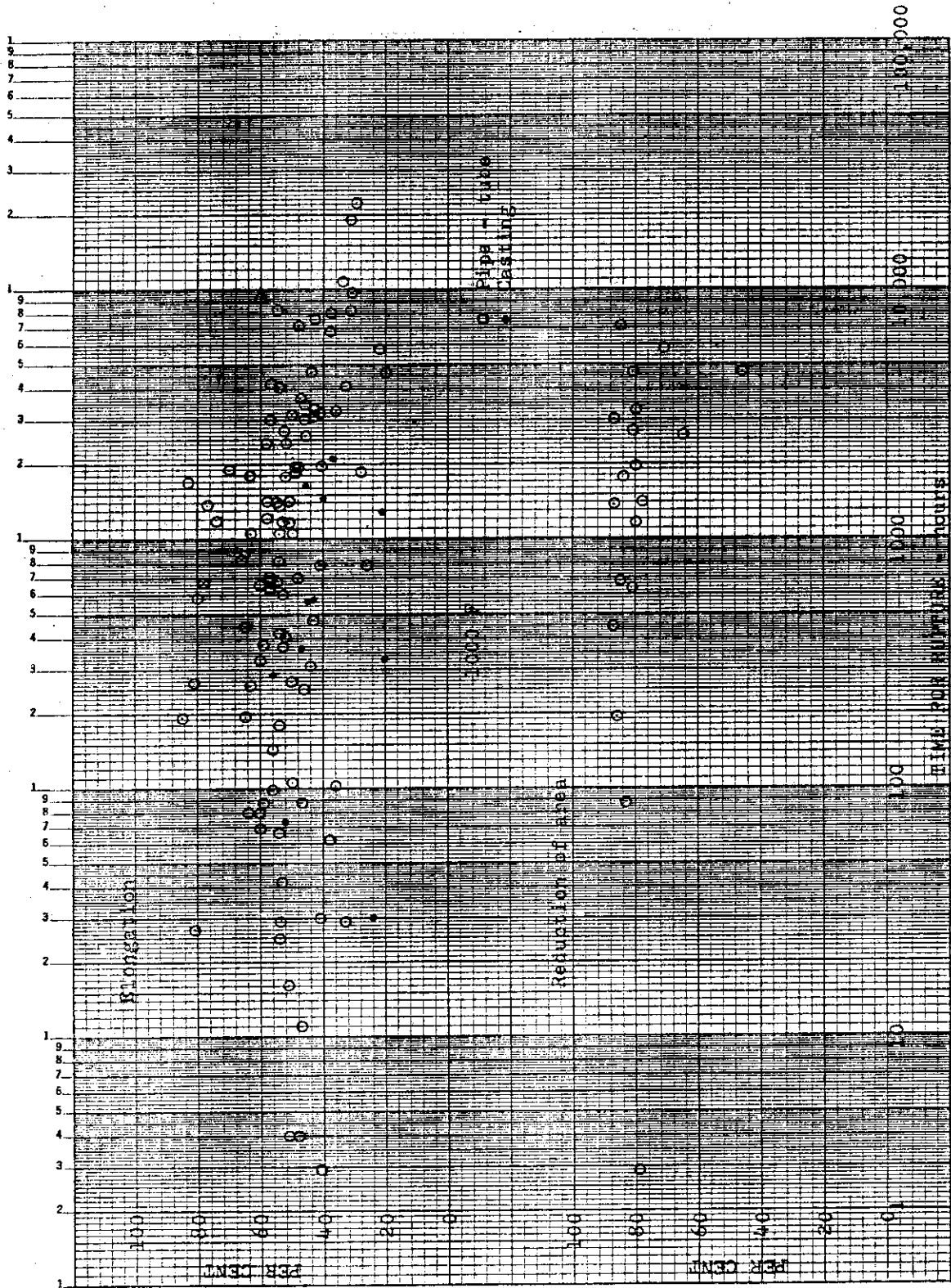


Fig. 5.21 Variation of rupture ductility with time for rupture for annealed material. 34)

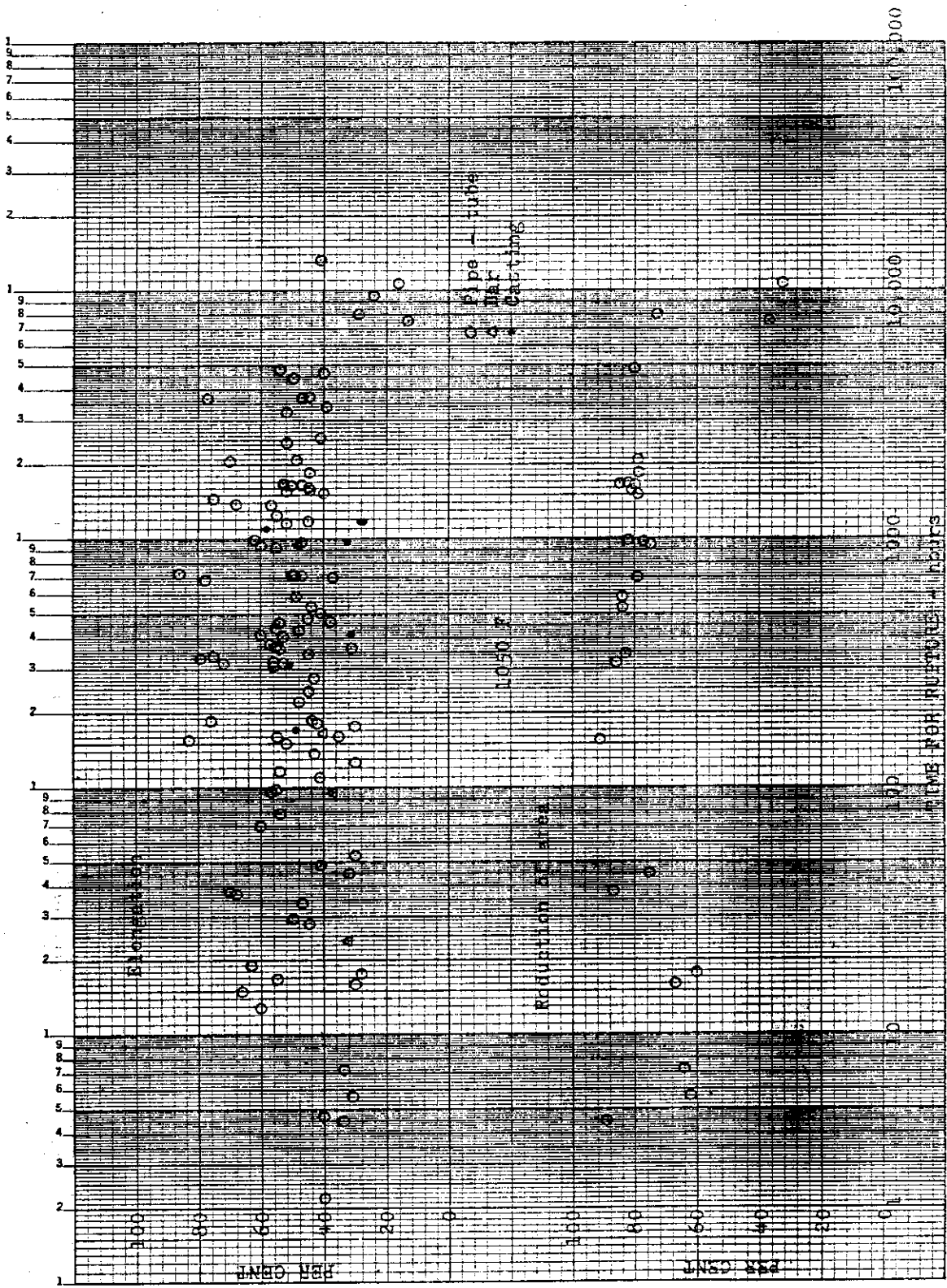


Fig. 5.22 Variation of rupture ductility with time for rupture for annealed material. 34)

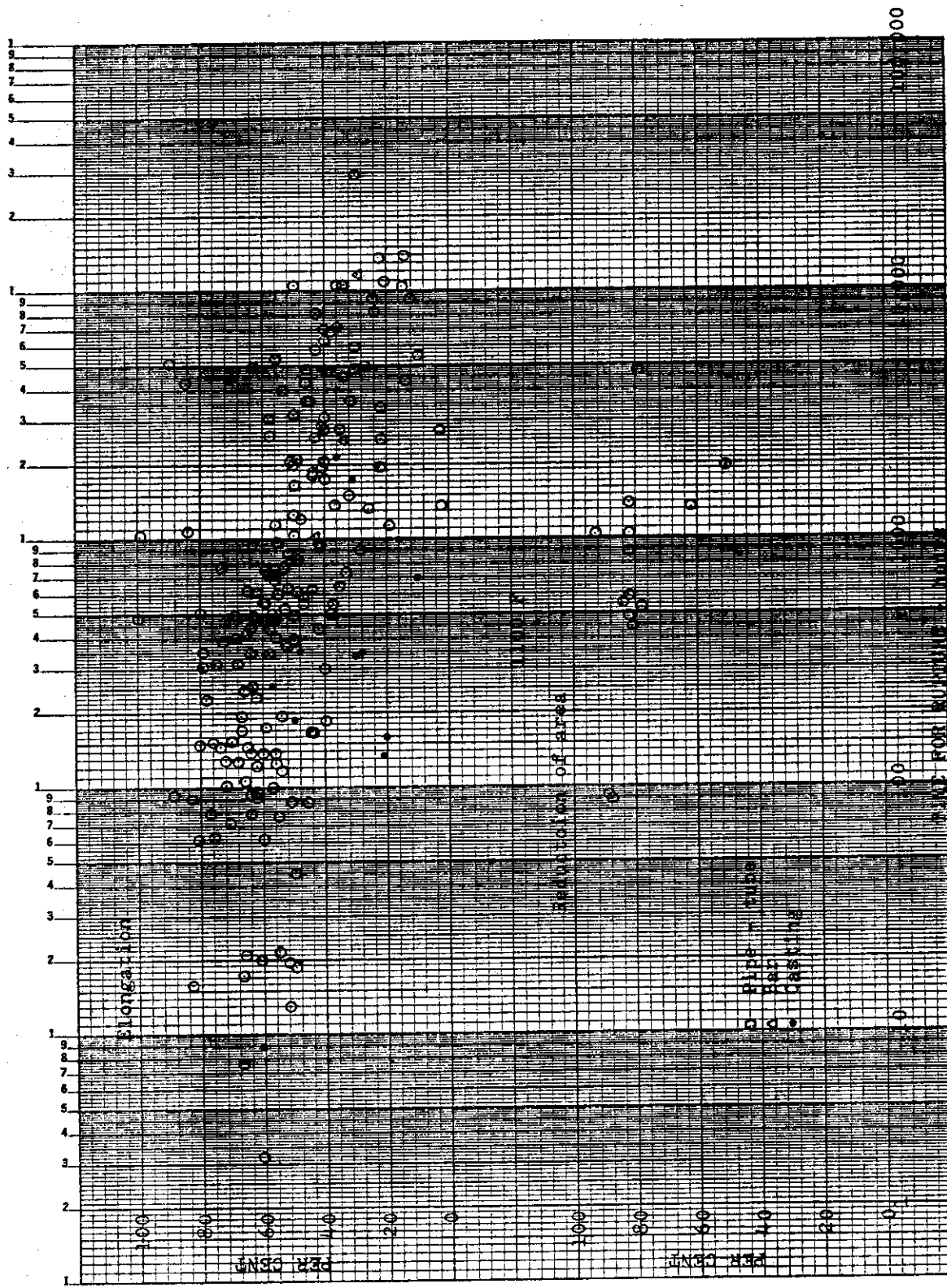


Fig. 5.23 Variation of rupture ductility with time for annealed material. 34)

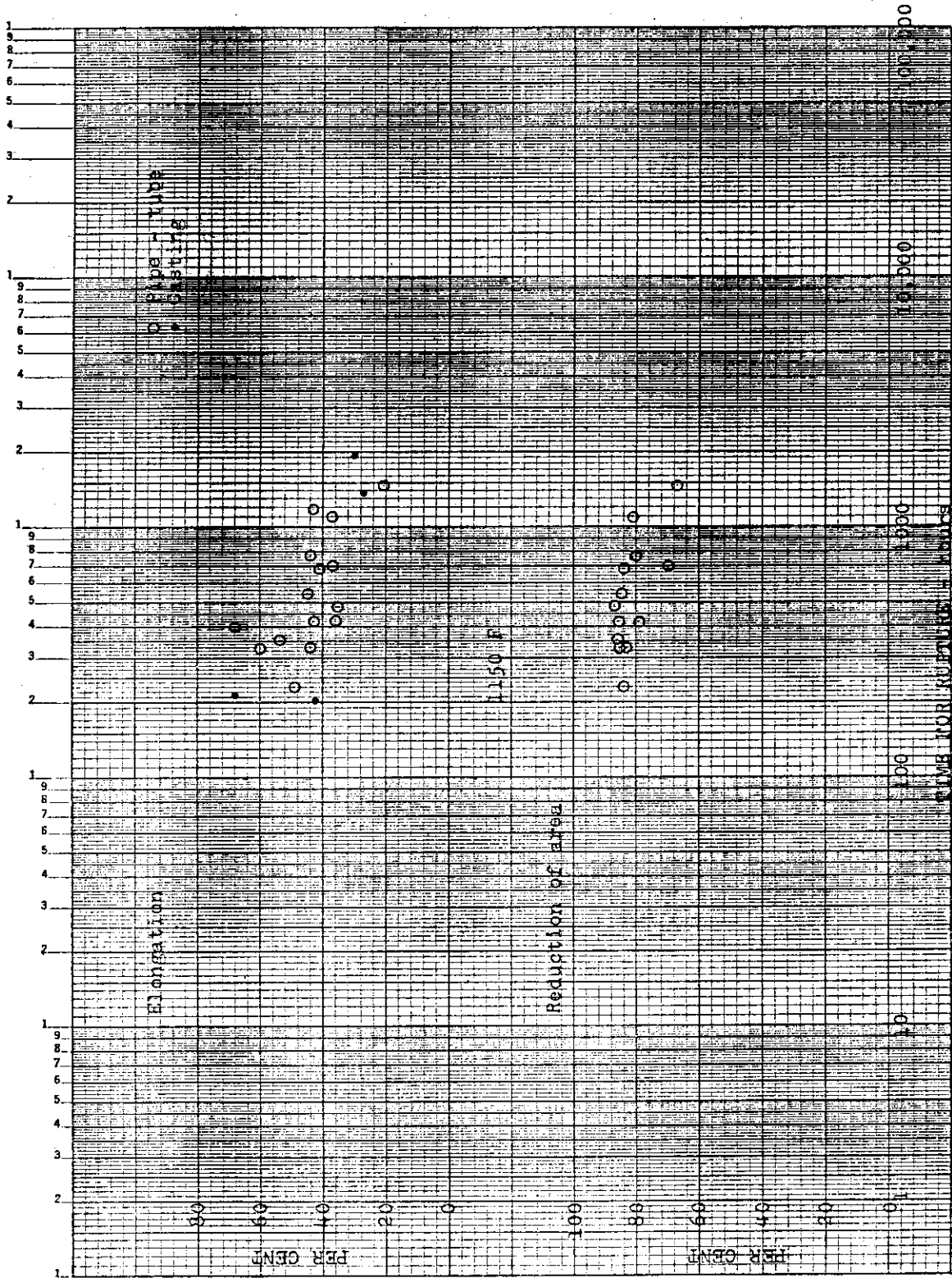


Fig. 5.24 Variation of rupture ductility with time for rupture for annealed material. 34)

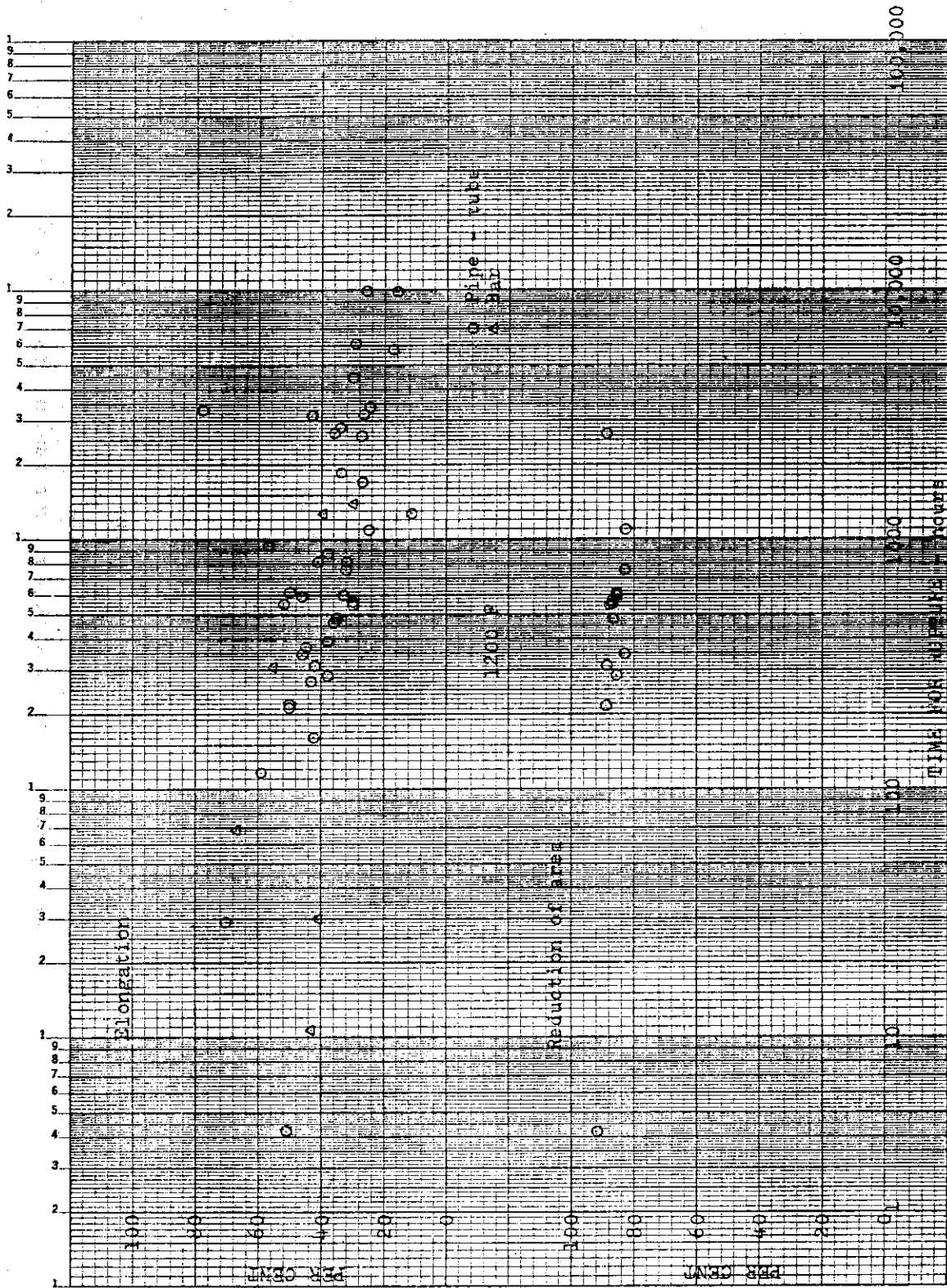


Fig. 5.25 Variation of rupture ductility with time for annealed material. 34)

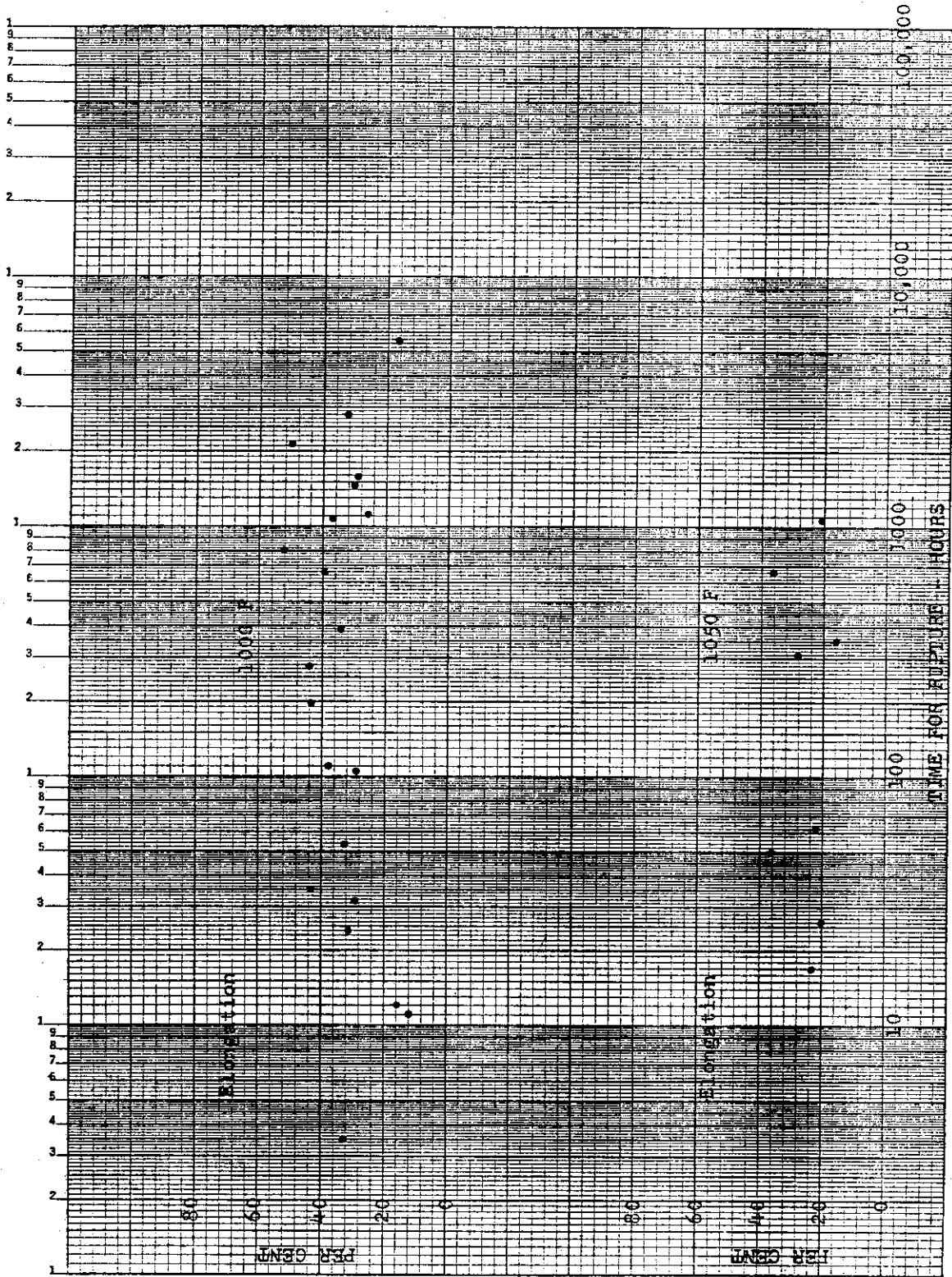


Fig. 5.26 Variation of rupture ductility with time for rupture of annealed weld metal. 34)

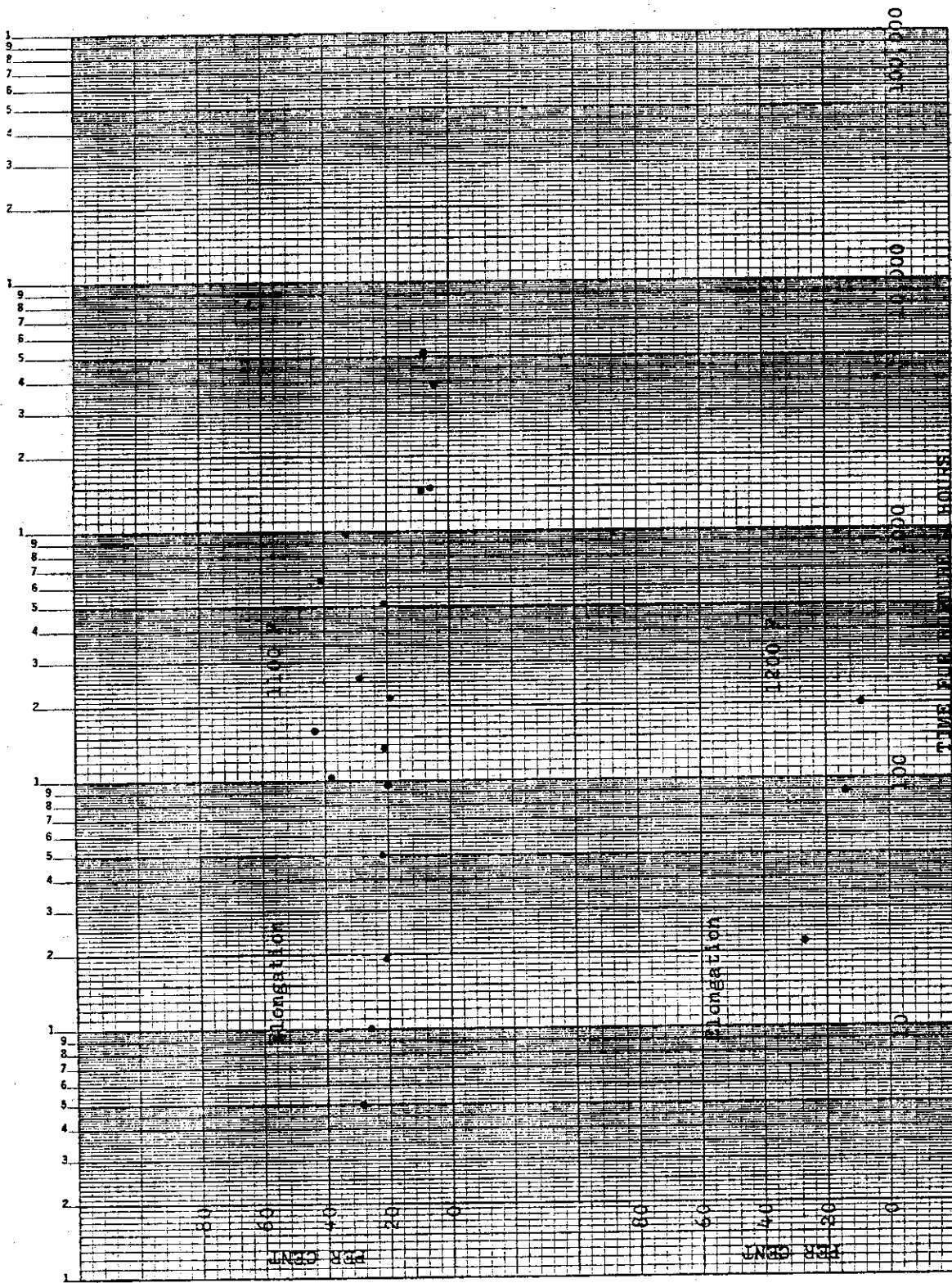


Fig. 5.27 Variation of rupture ductility with time for rupture of annealed weld metal. 34)



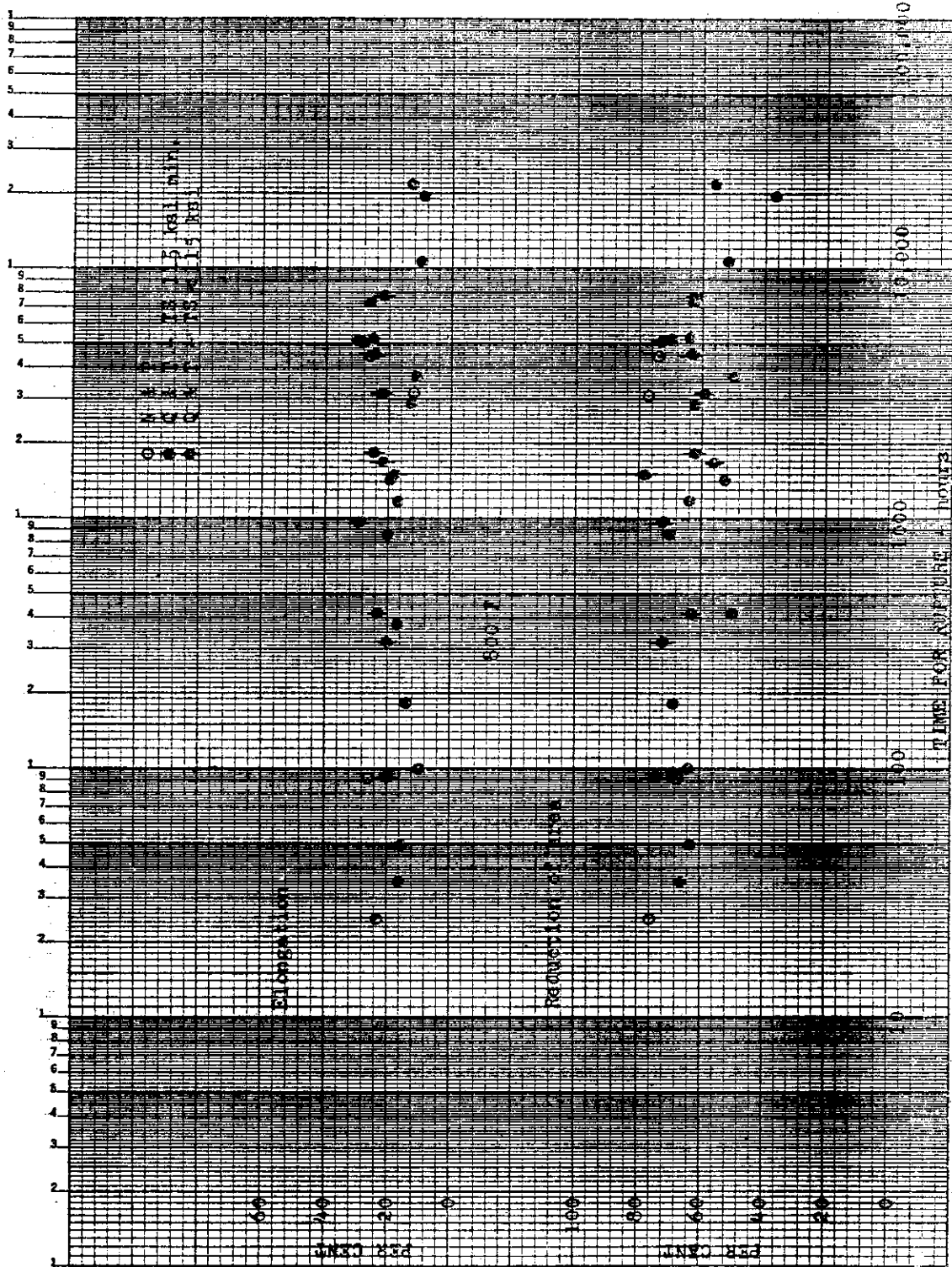


Fig. 5.28 Variation of rupture ductility with time for rupture for normalized and tempered and quenched and tempered material, (34)

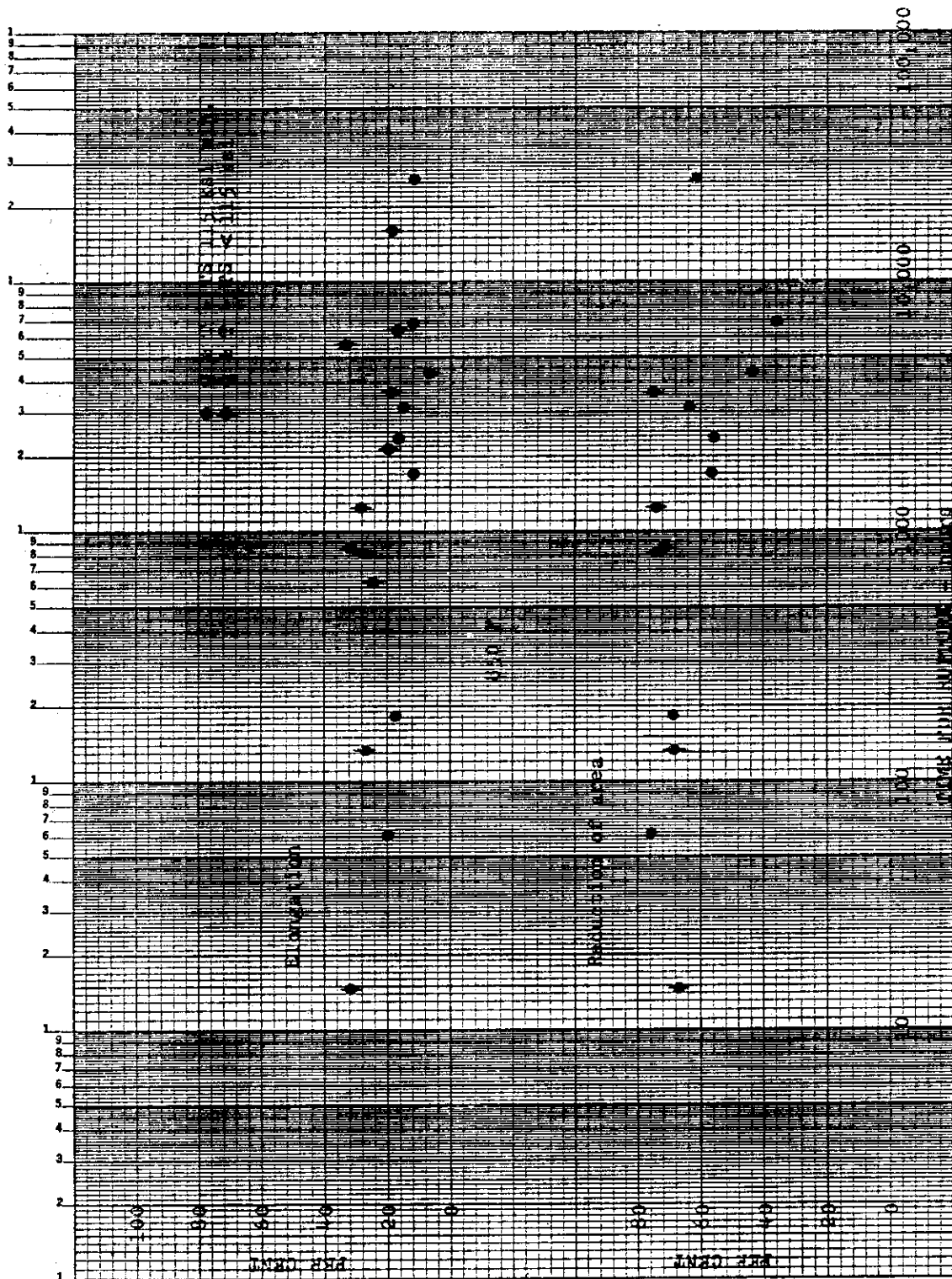


Fig. 5.29 Variation of rupture ductility with time for normalized and-tempered and quenched-and-tempered material. (34)

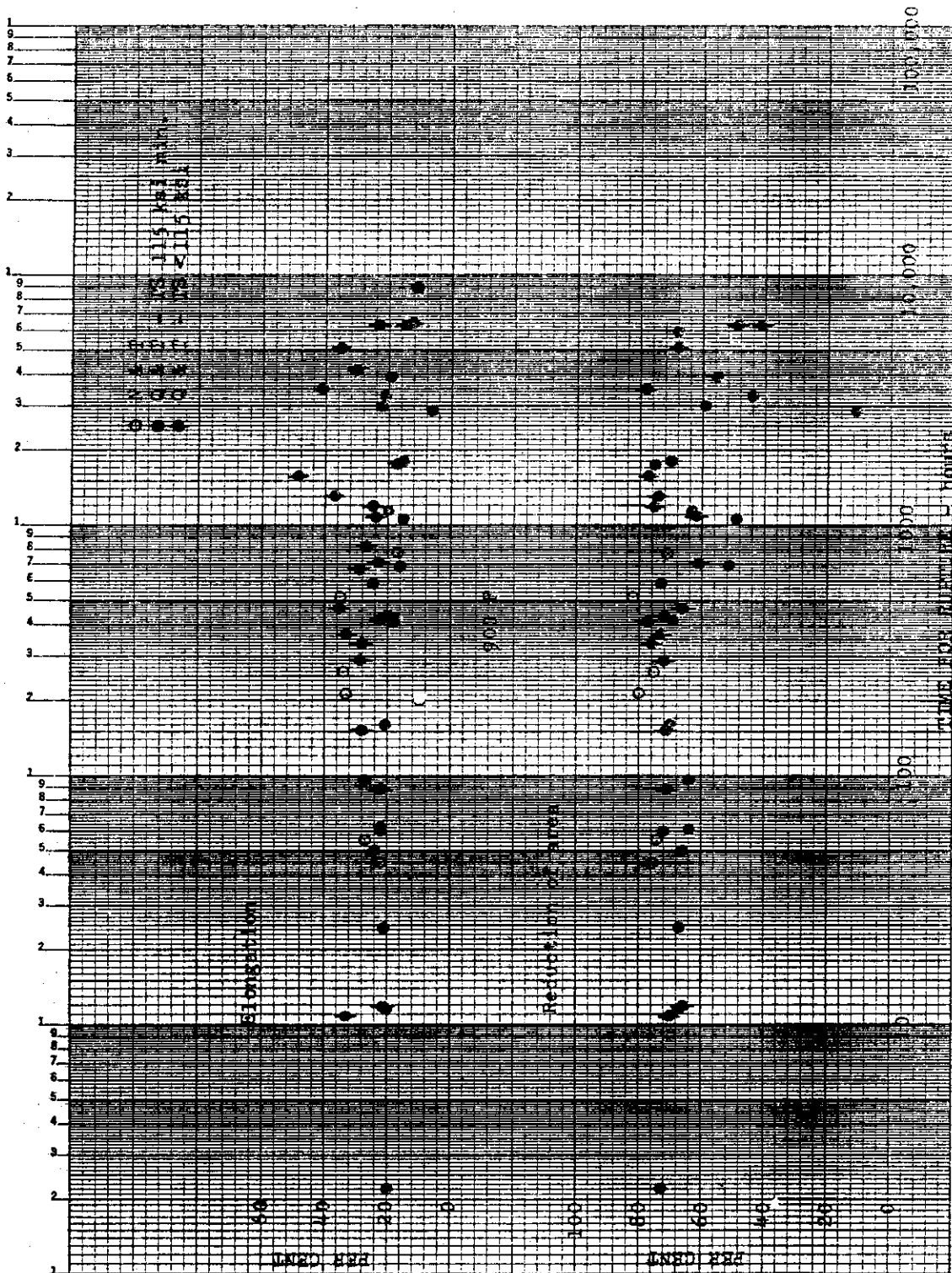


Fig. 5.30 Variation of rupture ductility with time for rupture for normalized- and tempered and quenched-and-tempered material. (34)

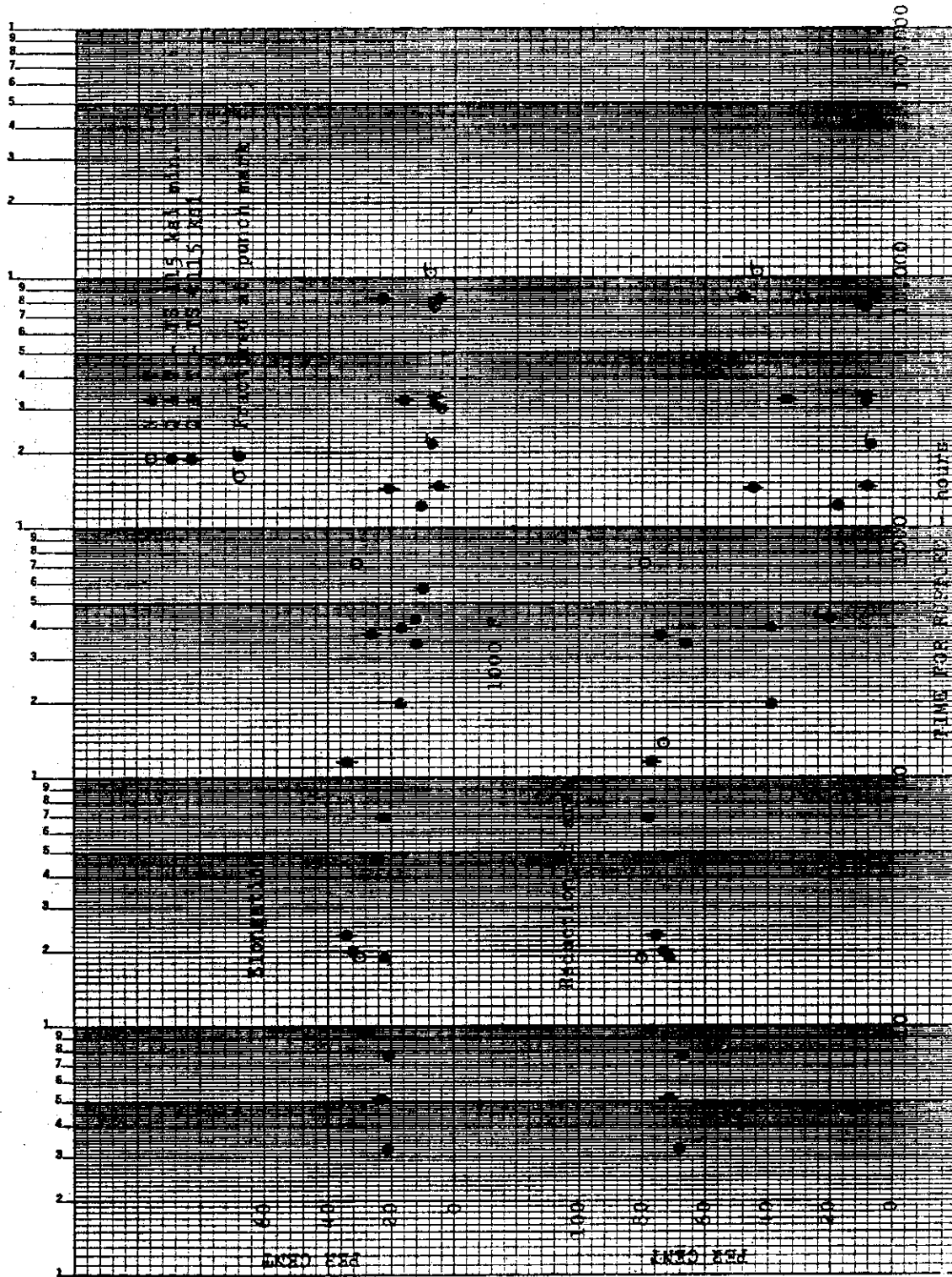


Fig. 5.31A Variation of rupture ductility with time for rupture for normalized and tempered and quenched and tempered material. (34)

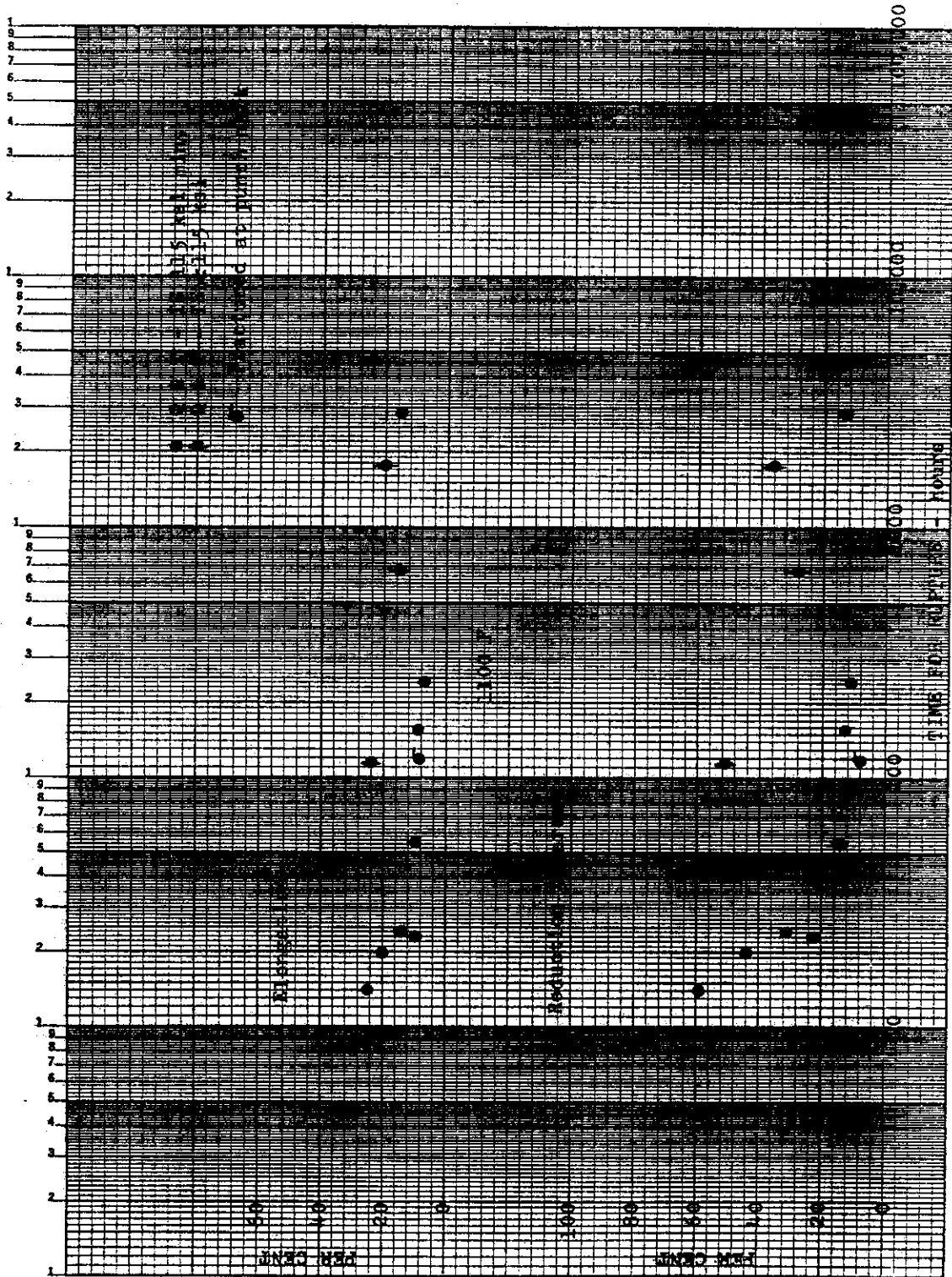


Fig. 5.31B Variation of rupture ductility with time for rupture for normalized- and-tempered and quenched-and-tempered material. (34)

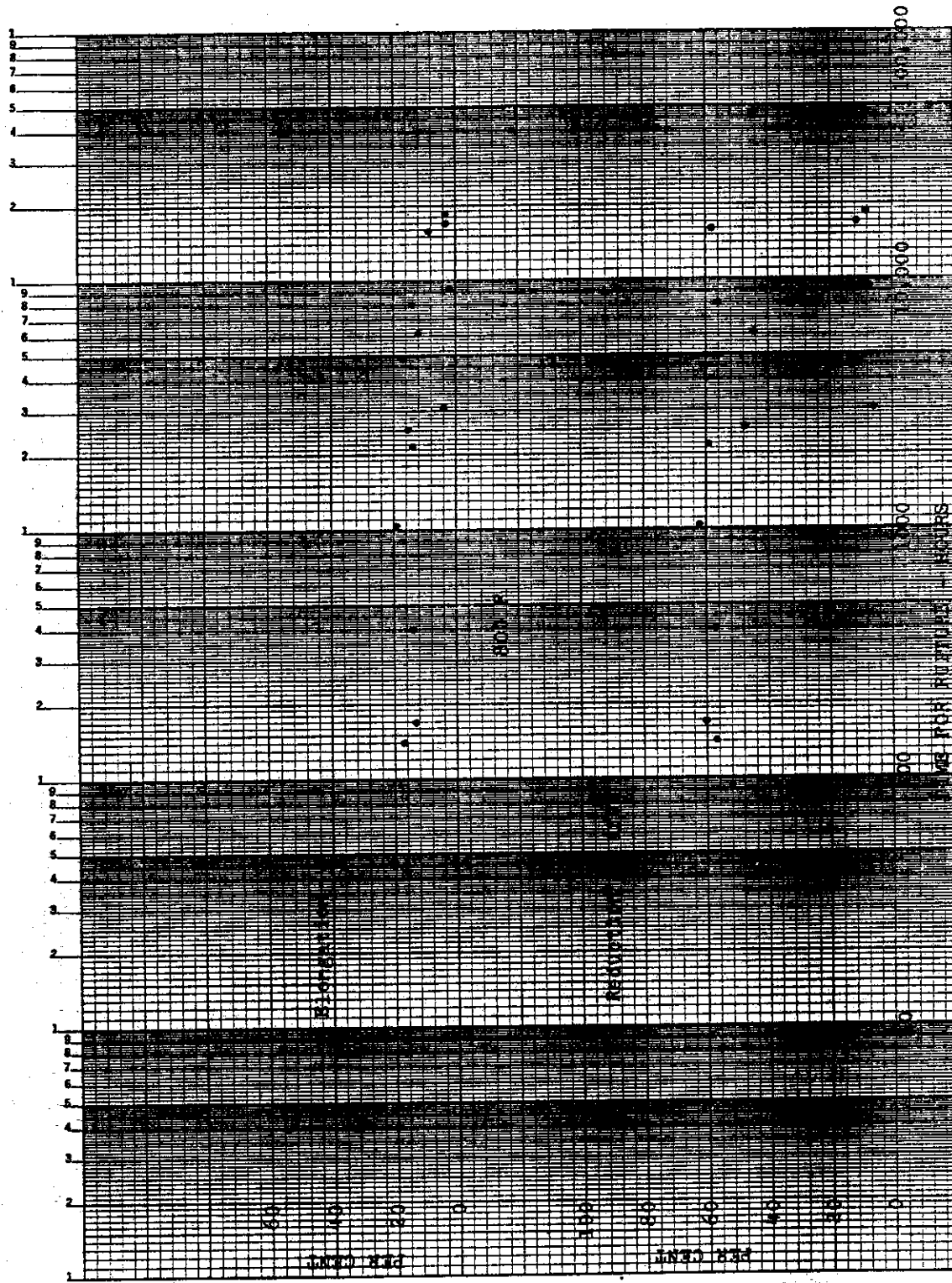


Fig. 5.32 Variation of rupture ductility with time for rupture for quenched-and-tempered or tempered weld metal. 34)

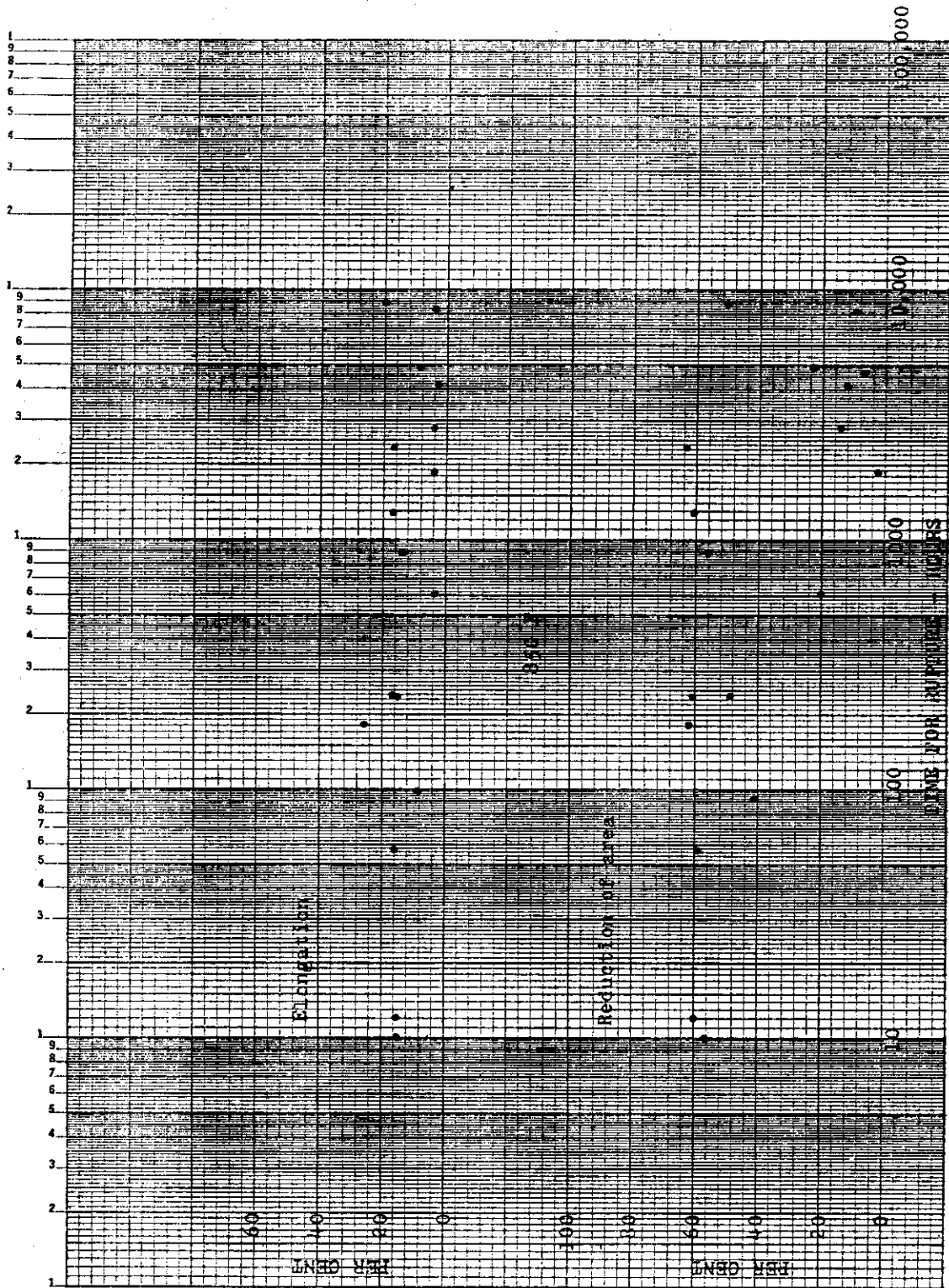


Fig. 5.33 Variation of rupture ductility with time for rupture for quenched-and-tempered or tempered weld metal. 34)

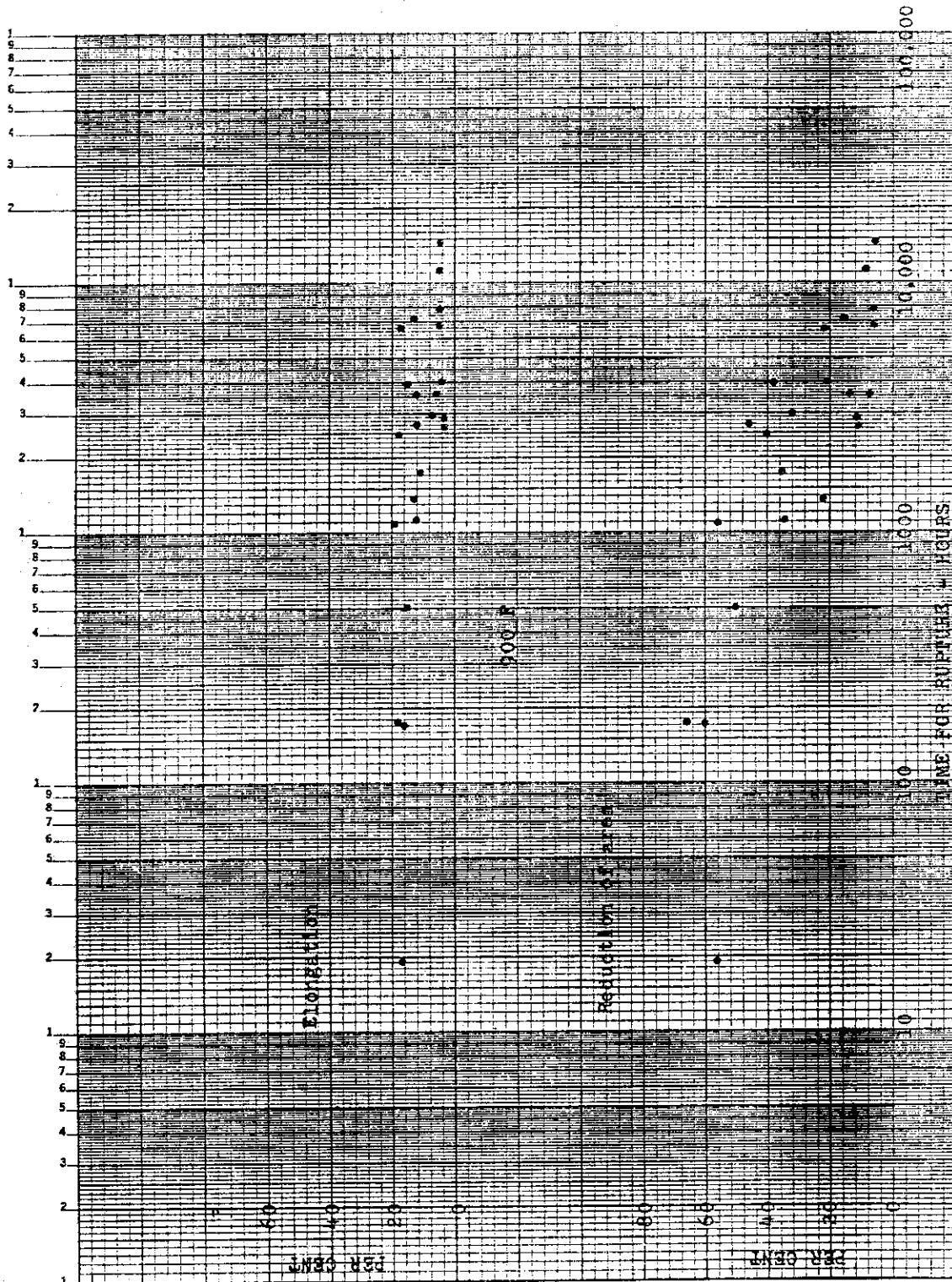


Fig. 5.34 Variation of rupture ductility with time for rupture for quenched-and-tempered or tempered weld metal. 34)



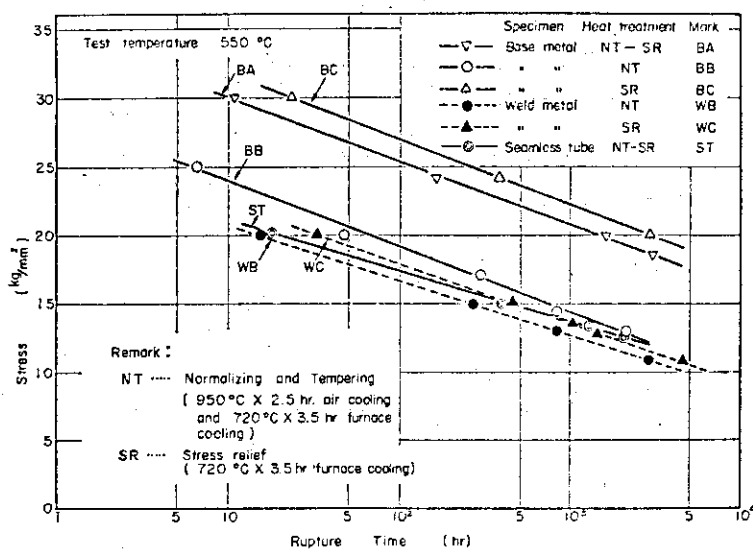


Fig. 5.35 Stress-rupture time lines for base metal and weld metal after long time creep rupture tests at 550°C. 30)

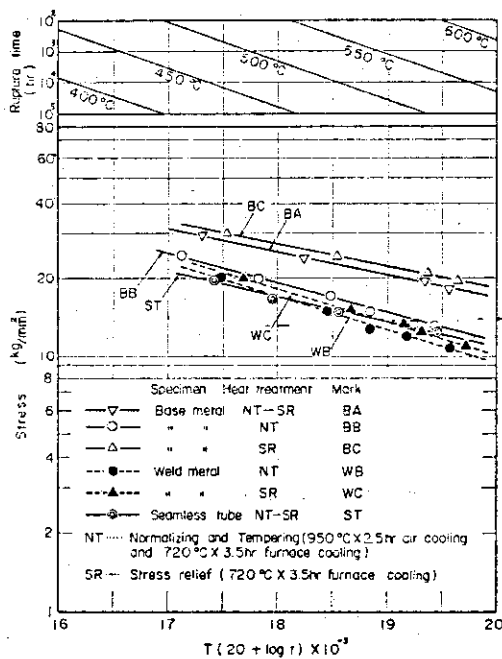


Fig. 5.36 Master rupture curves by Larson-Miller method for base metal and weld metal of the steel used. 30)

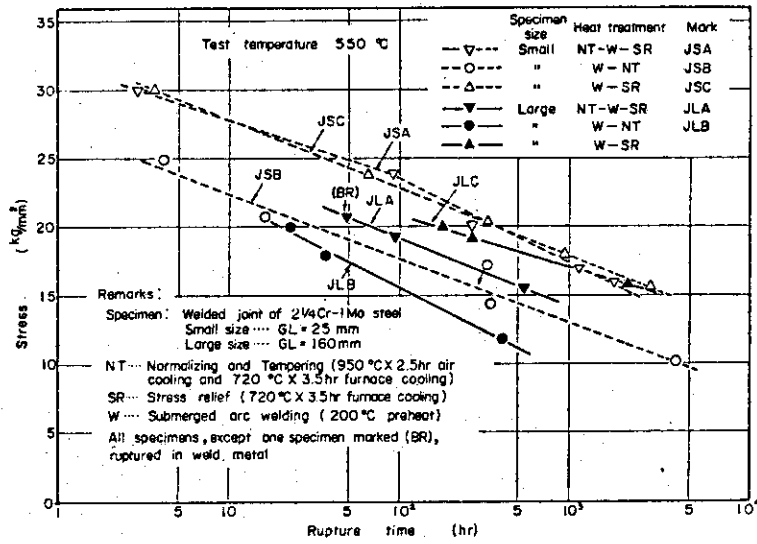


Fig. 5.37 Stress-rupture time lines for weld joints after long time creep rupture tests at 550°C. 30)

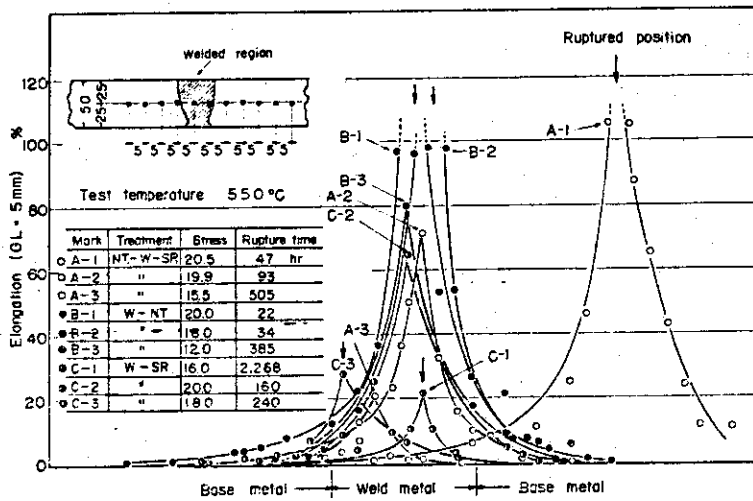


Fig. 5.38 Distribution of local creep elongation for large welded specimens, having the shape as welded with no reinforcement, after long time creep rupture tests at 550°C. 30)

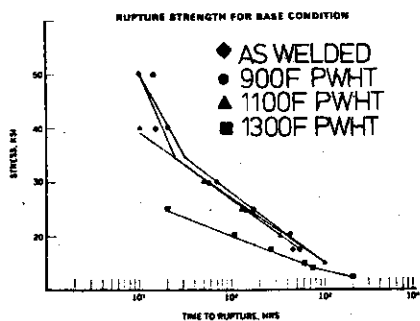


Fig. 5.39 Rupture strength for 2 1/4Cr-1Mo steel weld metal at 1100 F. 33)

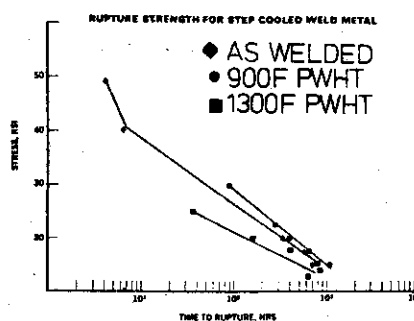


Fig. 5.40 Rupture strength for 2 1/4Cr-1Mo steel weld metal step cooled prior to testing at 1100 F. 33)

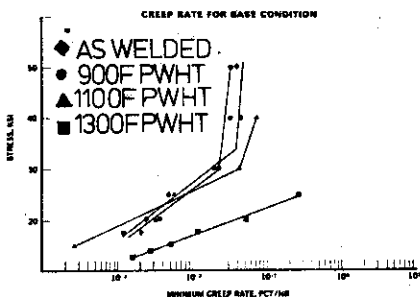


Fig. 5.41 Creep rate for 2 1/4Cr-1Mo steel weld metal at 1100 F. 33)

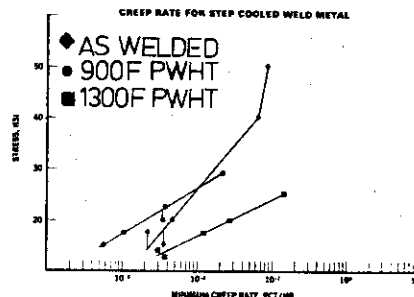


Fig. 5.42 Creep rate for 2 1/4Cr-1Mo steel weld metal step cooled prior to testing at 1100 F. 33)

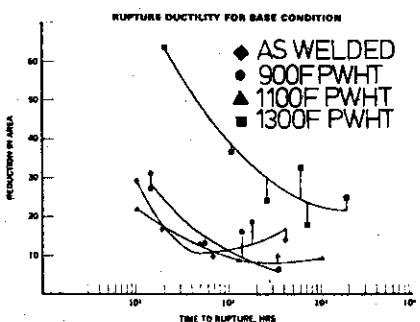


Fig. 5.43 Rupture ductility of 2 1/4Cr-1Mo steel weld metal at 1100 F. 33)

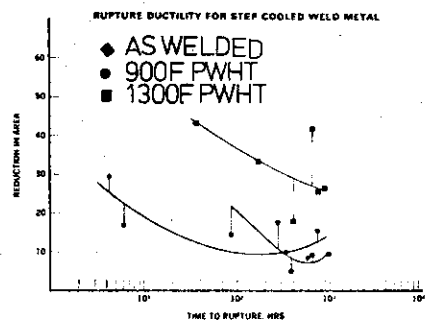


Fig. 5.44 Rupture ductility of 2 1/4Cr-1Mo steel weld metal step cooled prior to testing at 1100 F. 33)

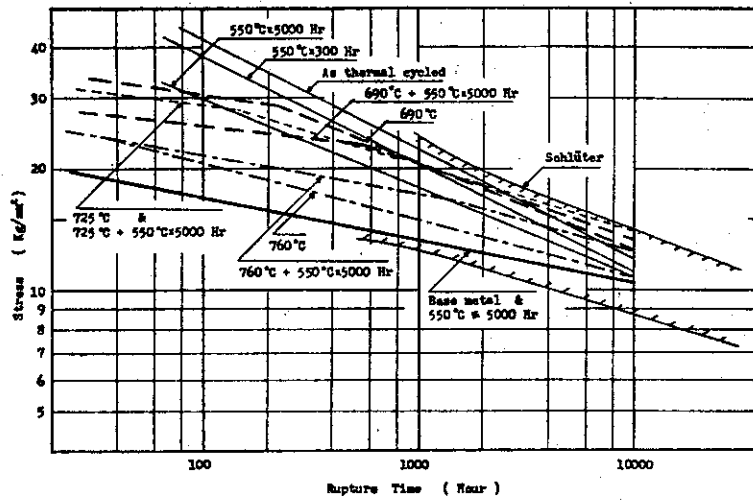


Fig. 5.45 Creep rupture test results for synthetic coarse grained specimens. (peak temperature 1350°C). 31)

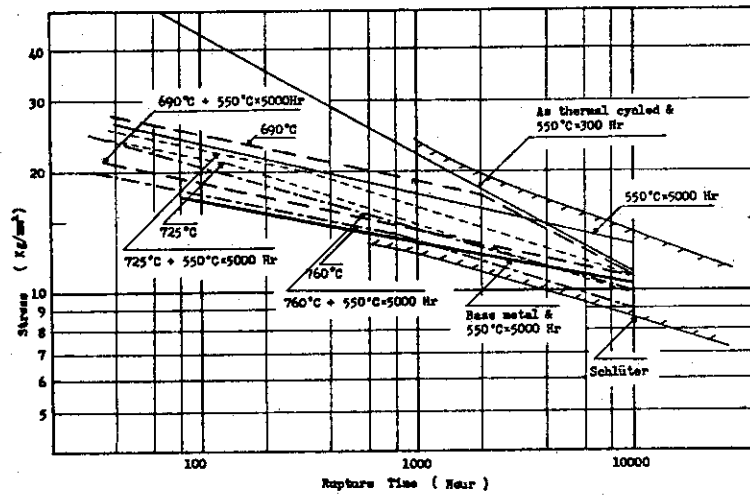


Fig. 5.46 Creep rupture test results for synthetic fine grained specimens. (peak temperature 1000°C). 31)

## 6. 疲労と熱疲労

### 6.1 高温疲労

AN材およびNT材, QT材に関する系統的な高温疲労のデータは少なく, 特に構造設計に利用できるデータは極めてわずかである。

Fig. 6.1, 6.2はAN材の80°F(室温)から1100°F(593°C)までの温度における疲労寿命のデータである。<sup>1)</sup>

試験は軸方向のひずみ制御両振りでおこなわれ, その結果がFig. 6.1である。更にFig. 6.2より次式を用いて応力振巾と疲労寿命の関係を求めたものがFig. 6.2である。

$$S_a = 1/2 E_t \epsilon_R$$

但し,  $S_a$  : 応力振巾

$\epsilon_R$  : 全ひずみ範囲

$E_t$  : 試験温度における弾性率

である。

これらのデータを高温の構造設計データとして用いようとする場合には, 負荷のくり返し速度, 特にひずみ速度の効果について考慮することが重要である。

ひずみ速度やくり返し速度に留意した試験をおこなったものとして38)の報告がある。Fig. 6.3, 6.4, 6.5, 6.6はAN材についての結果である。ここでは荷重制御試験の場合にはくり返し速度が1~2 Hzになるように, またひずみ制御試験の場合にはひずみ速度が $4 \times 10^{-3} \text{ sec}^{-1}$ になるように試験条件を定めて試験をおこなっている。

試験材には化学組成をTable 6.1に示すようなパイプ材および板材を用いている。

これら4種の素材の化学組成と結晶粒度はそれぞれわずかに異っている。これらの材料について室温から593°Cにわたる温度で試験をおこない設計疲労曲線を求めている。

Fig. 6.7はAN材を1000°F(538°C)で荷重制御両振りの条件で試験した場合の結果である。<sup>37)</sup>

室温の疲労で通常みられる耐久限がなく $10^8$ 付近のくり返し数でも疲労破壊を生じていることが注目される。

また応力振巾レベルが同じであっても試験片形状によって破断寿命に大きな差がみられる。平滑試験片は砂時計型試験片に比べ約1/500といういちじるしく短い寿命となっている。この原因としてはFig. 6.8に示すように, 平滑試験片と砂時計型試験片とではCyclicなStress - Strainの関係が異っていることがあげられる。すなわち, 砂時計型試験片は平滑試験片に比べて同一ひずみ量での強度が高いので, 荷重制御試験では砂時計型試験片のひずみ振巾が平滑試験片に比べ小さいため破断寿命が大きくなるとされている。しかしCyclicなStress - Strain関係が試験片形状によって異なる理由については明らかでない。

なお, 試験片形状の効果についてはNT材の場合にもAN材と同様な傾向があることがFig.

6.9 に示されている。

Fig. 6.7 において砂時計型試験片で素材からの採取位置が異なると含有 Carbon 量がわずかに異なることが認められる。中心部より採取したものは 0.13 C であるのに対し、外表面近くから採取したものでは 0.15 ~ 0.17 % である。

しかしこの程度の Carbon 量の差では疲労性質に明確な差は現われてこない。

より広範囲に Carbon 量を変化させた場合の疲労寿命の結果が Fig. 6.10 である。ここで用いられた試験片は NT 材で Carbon 量を 0.09 から 0.135 % にわたって変化させている。試験温度は 1000°F (538°C) である。Carbon 量の増加にしたがって疲労寿命が増大していることがわかる。この Carbon 量の効果は、Cyclic な Stress - Strain 関係が Carbon によってかわることが主な原因であると考えられる。

Fig. 6.7, 6.9, 6.10 共に荷重制御の場合の結果であり、ひずみ制御の場合には試験片形状や Carbon 量などがどのような影響を及ぼすかは不明である。

くり返し速度の効果については 37) の報告がある。Fig. 6.11 に AN 材を 800°F (427°C) で試験した結果を示す。ここでは 20 Hz と 2 Hz のくり返し速度で試験をおこなって、この両者に差が認められないことが報告されている。しかし、試験範囲が  $N_f$  で  $10^6 \sim 10^8$  と高サイクル疲労の範囲であり、この範囲では弾性ひずみがほとんどで塑性ひずみの占める割合が小さいため、この結果から直ちにくり返し速度の影響がないとすることは問題が残る。塑性ひずみの割合が大きい低サイクル疲労の領域、すなわち  $N_f$  で  $10 \sim 10^5$  付近で試験をおこなえば異なる結果が得られることも予想される。

また実際の原子炉の起動・停止等に伴って生じる負荷のくり返し速度は  $10^{-6} \sim 10^{-5}$  Hz の範囲であると考えられるため\*、くり返し速度の効果に関してはより低速域での定量的なデータの蓄積をはかる必要がある。

## 6.2 高温疲労の寿命予測

高温疲労寿命を予測する方法として多くの試みがなされてきたが、2 1/4 Cr - 1 Mo 鋼に関して一例として 29) に報告された Halford Manson 法による予測法を Fig. 6.12 に示す。これらは AN 材について 1000°F (538°C) と 1050°F (566°C) の試験結果を予測値と比較したもので、 $N_f$  の実験値と予測値は 2 倍以内でよい一致を示している。但し、ここで試験に用いられているひずみ振巾の範囲は  $5 \times 10^{-3}$  から  $2 \times 10^{-2}$  の間の範囲であり、構造設計で要求されるひずみ振巾の範囲  $10^{-3}$  から  $10^{-1}$  に比べるとごく一部をカバーしているにすぎない。今後このような予測法について、より広いひずみ振巾の範囲にわたっての検証が要求される。

破断寿命と全ひずみ範囲  $\Delta \epsilon_t$ 、塑性ひずみ範囲  $\Delta \epsilon_p$ 、弾性ひずみ範囲  $\Delta \epsilon_e$  との関係について 29) に報告されている。

それによると Fig. 6.13 に示すように 1000°F (538°C)、1050°F (566°C) のいずれの温度における試験の場合にも、全ひずみ範囲が  $5 \times 10^{-3}$  のときに塑性ひずみ範囲  $\Delta \epsilon_p$  と弾

\* 20 年間で  $10^3 \sim 10^4$  回の起動停止を仮定した場合。

性ひずみ範囲  $\Delta \epsilon_p$  が等しくなっている。これはひずみ速度  $\dot{\epsilon}$  が  $1.67 \times 10^{-4} \text{ sec}^{-1}$  の場合であって、ひずみ速度が異なればこの値が変ることとは当然考えられるが、大まかな傾向としては全ひずみ範囲  $\Delta \epsilon_t$  が  $5 \times 10^{-3}$  よりも大きい場合に塑性ひずみ支配型の疲労となり、それよりも小さい場合に弾性ひずみ支配型の疲労となるものと考えられる。

Fig. 6.13の試験条件で塑性ひずみが  $10^{-3} \sim 10^{-2}$  の領域で Cyclic な Stress - Strain 関係を求めたものが Fig. 6.14 である。

$N_f/2$  で求めた Cyclic Stress - Strain Curve と単純引張試験から求めた Stress - Strain Curve とを対比して示してある。1000 °F (538 °C) では Cyclic な場合のほうが単純引張の場合よりも加工硬化が大きい、1050 °F (566 °C) では Cyclic な場合のほうがわずかに加工硬化が小さい。

Table 6.1 Chemical analysis of the 2 1/4Cr-1Mo steel <sup>37)</sup>

Product Form	Heat Number	Chemical Composition, wt %								ASTM Grain Size
		C	Mn	Si	Cr	Mo	Ni	S	P	
Plate	20017	0.135	0.57	0.37	2.2	0.92	0.16	0.016	0.012	
Pipe	No. 1	0.145	0.53	0.40	2.18	0.94	0.30	0.019	0.014	4-5
Pipe	No. 2	0.11	0.47	0.35	2.89	0.96	0.26	0.009	0.013	7-8
Pipe	No. 3 (27479)	0.11	0.35	0.23	2.42	0.92	0.04	0.025	0.008	4-5 7-8

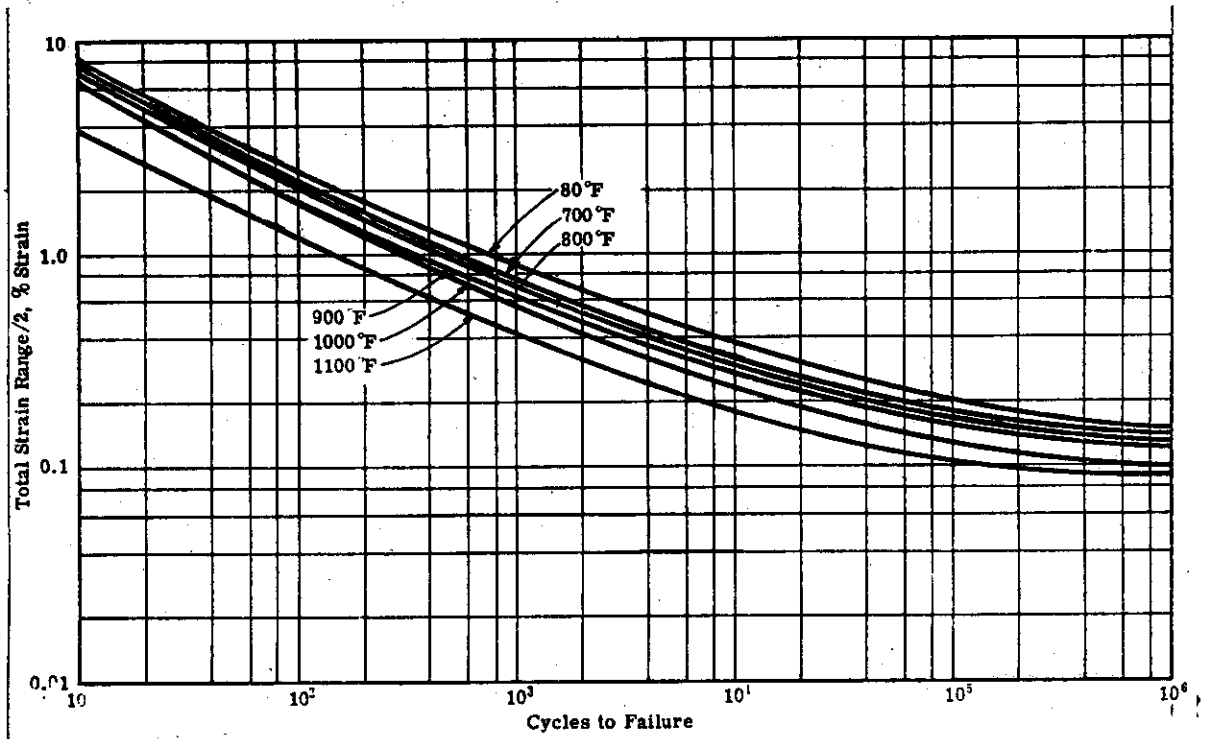


Fig. 6.1 Strain-controlled fatigue results for 2 1/4Cr-1Mo at various temperatures. 1)

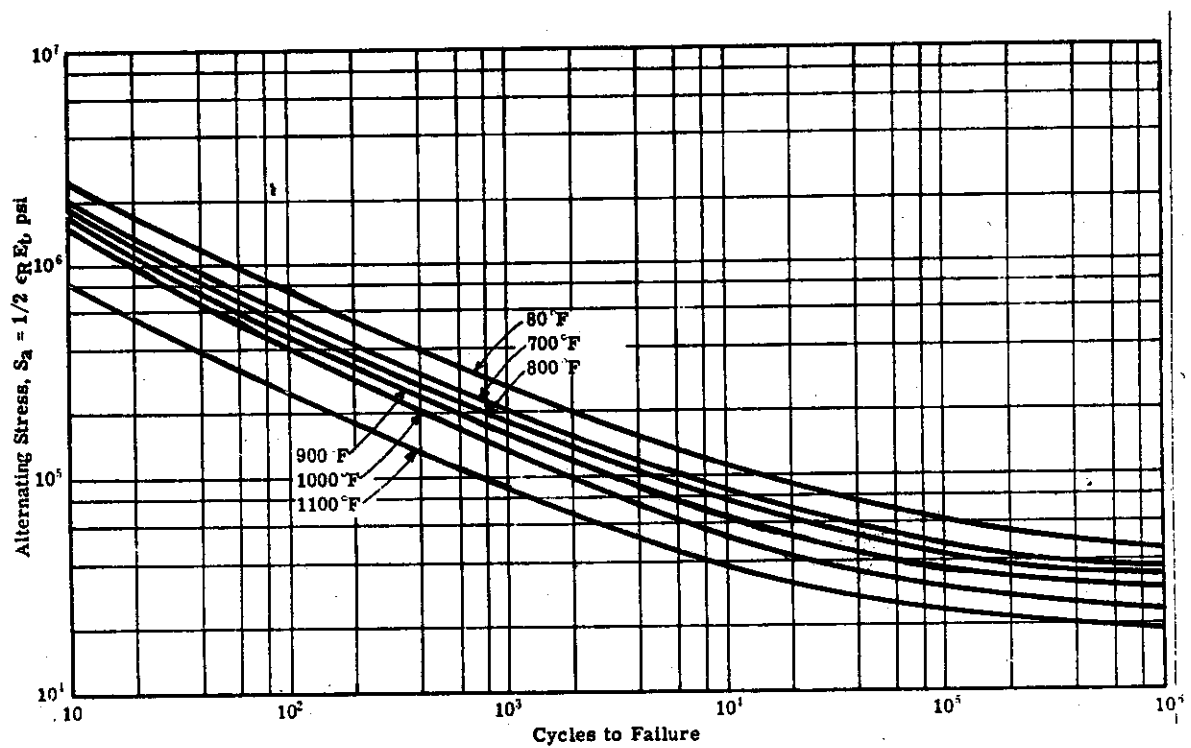


Fig. 6.2 Fatigue strength of 2 1/4Cr-1Mo steel at various temperatures. 1)



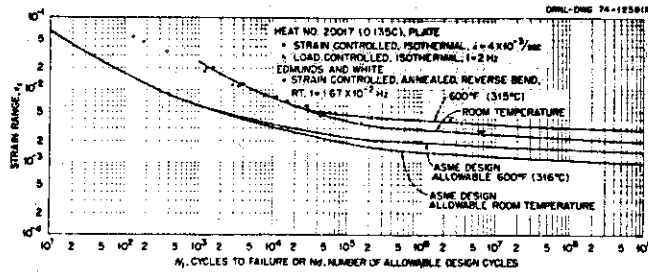


Fig. 6.3 Construction of proposed ASME code allowable fatigue curves based on strain controlled data at room temperature and 315°C (600°F). 2 1/4Cr-1Mo steel in the isothermally annealed condition. (38)

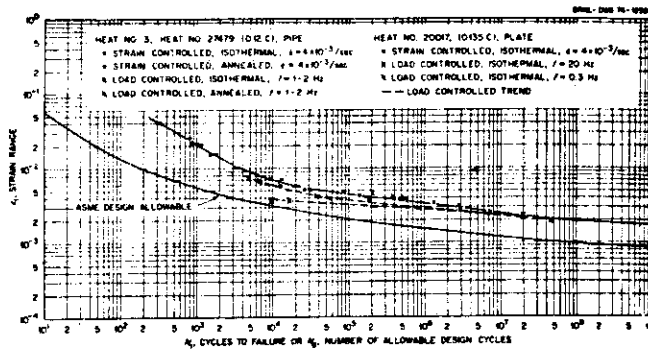


Fig. 6.4 Construction of proposed ASME code allowable fatigue curve based on strain controlled data at 428°C (800°F). 2 1/4Cr-1Mo steel in the annealed and isothermal annealed condition. (38)

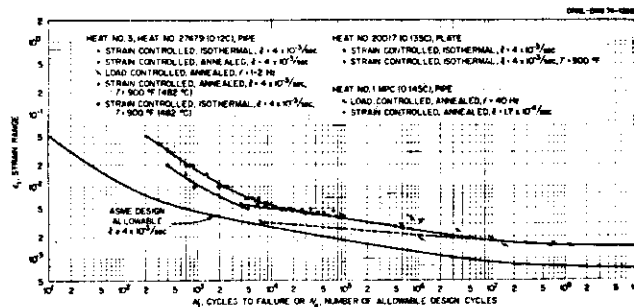


Fig. 6.5 Construction of proposed ASME code allowable fatigue curve based on strain controlled data at 482-538°C (900-1000°F). 2 1/4Cr-1Mo steel in the annealed and isothermally annealed condition. (38)

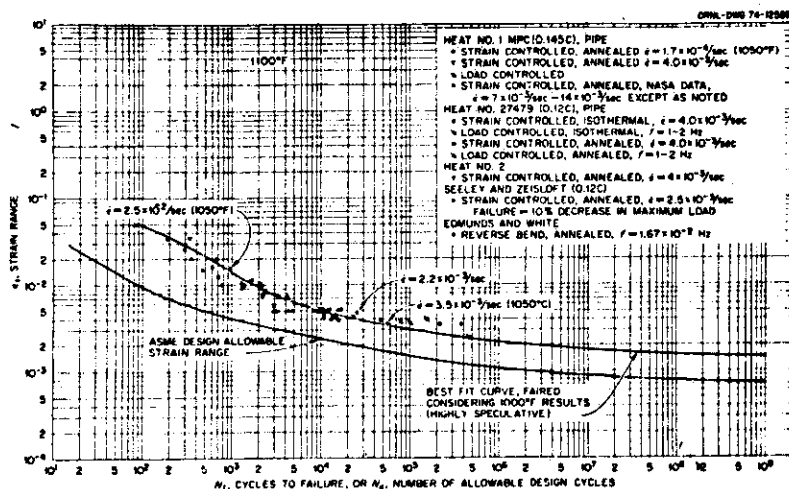


Fig. 6.6 Construction of proposed ASME code allowable fatigue curve based on strain controlled data at 593°C (1100°F). 2 1/4Cr-1Mo steel in the annealed and isothermal annealed condition. 38)

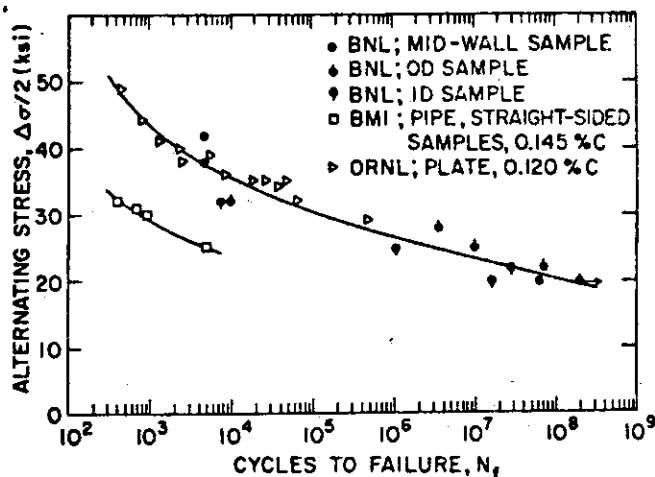


Fig. 6.7 High-cycle fatigue of annealed 2 1/4Cr-1Mo steel at 1000°F as a function of stress. 37)

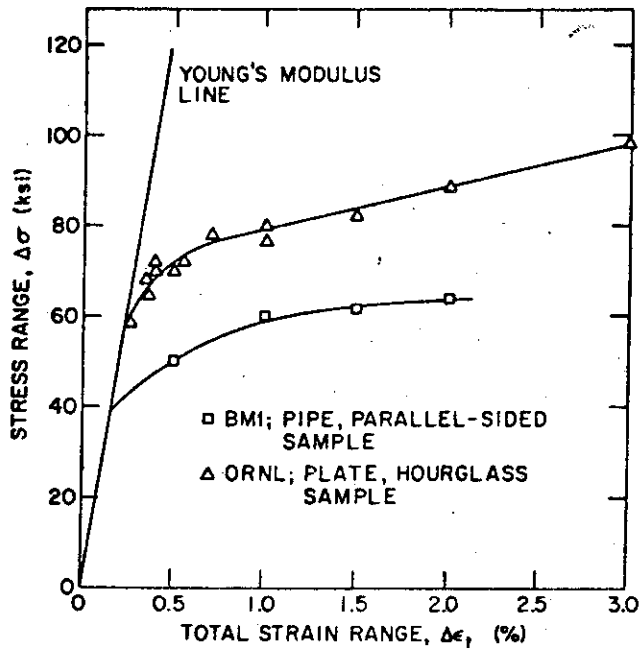


Fig. 6.8 Cyclic stress-strain curves for annealed 2 1/4Cr-1Mo steel at 1000°F. 37)

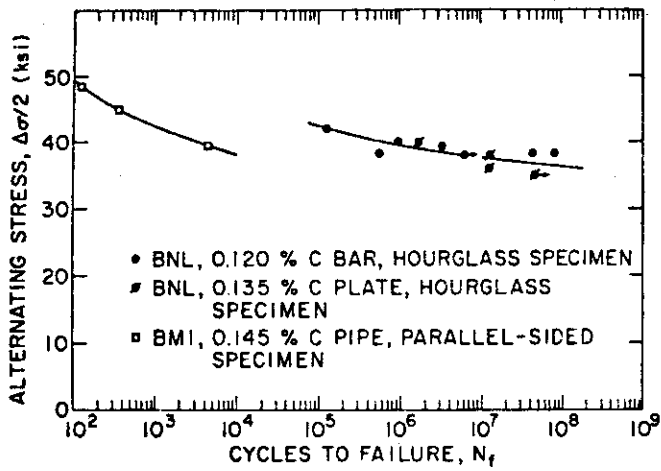


Fig. 6.9 Comparison of high and low cycle fatigue data for normalized and tempered 2 1/4Cr-1Mo steel at 1000°F as a function of stress. 37)

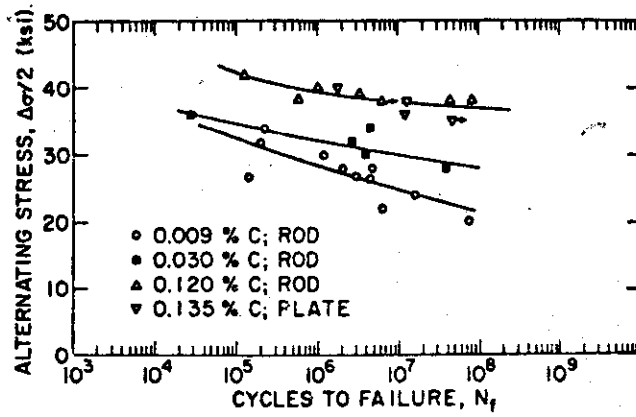


Fig. 6.10 Effect of carbon content on the high-cycle fatigue behavior of normalized and tempered 2 1/4Cr-1Mo steel at 1000°F. 37)

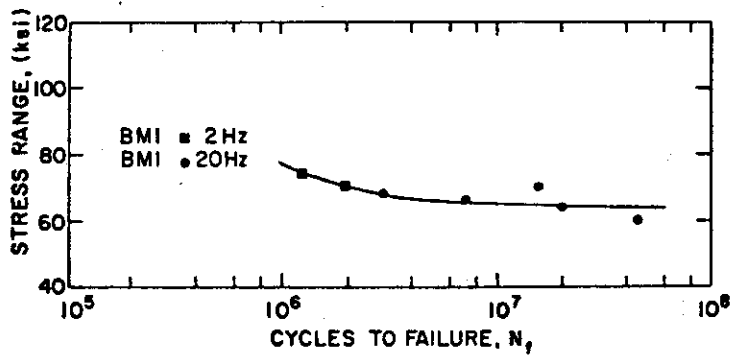
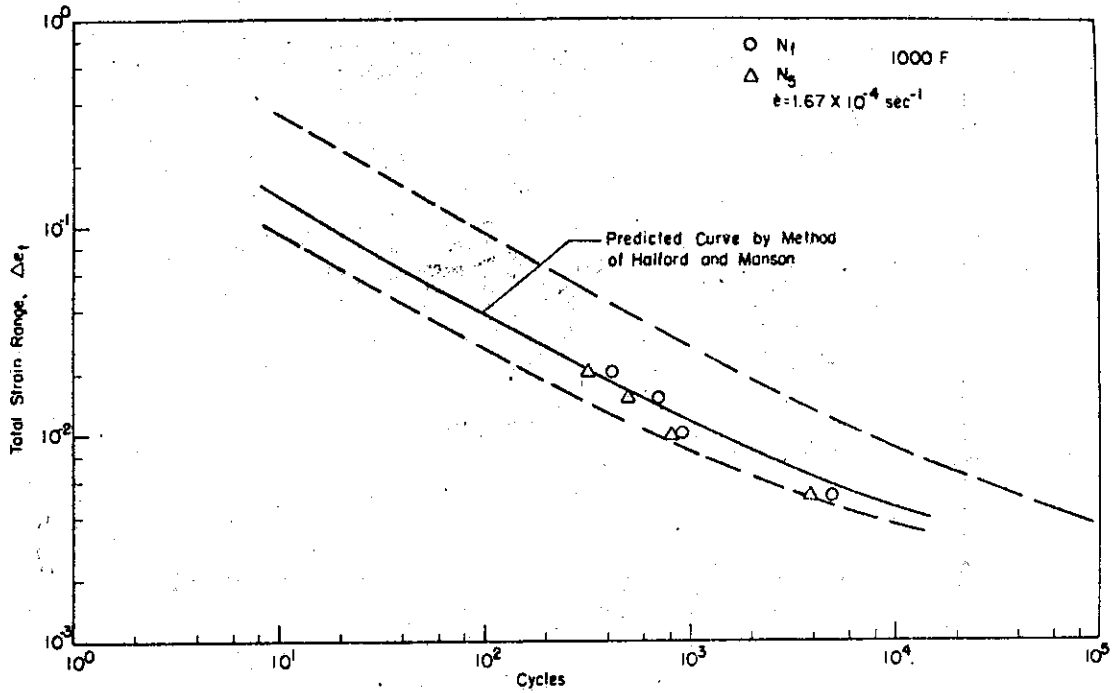
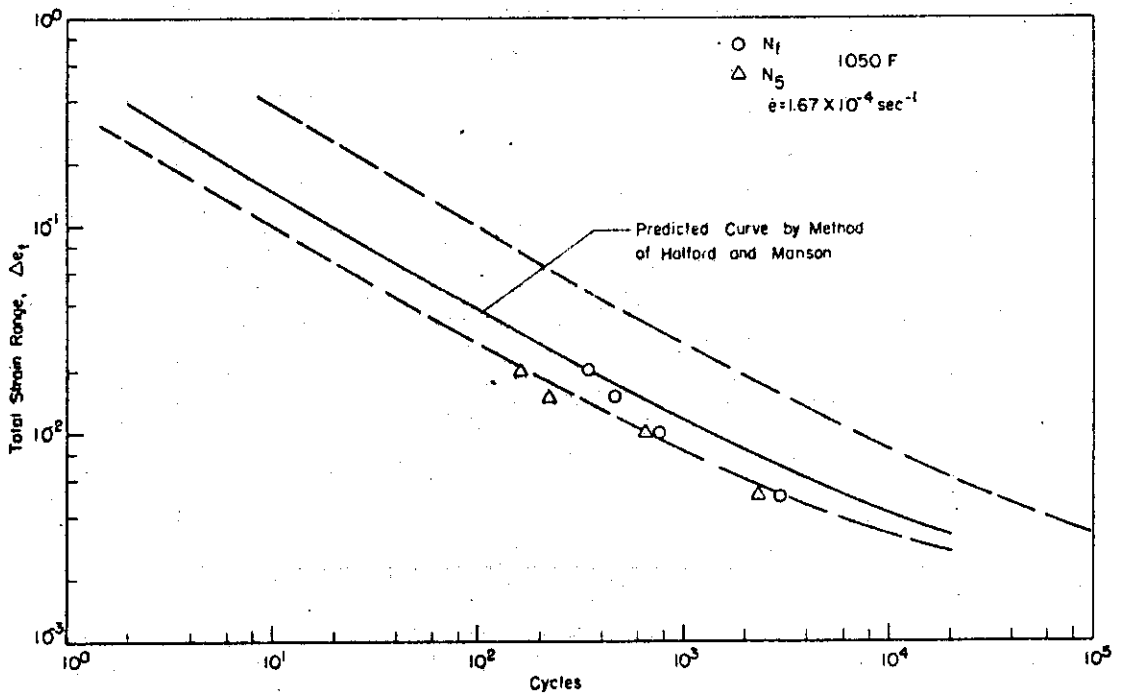


Fig. 6.11 Effect of cycling rate on the high-cycle fatigue of annealed 2 1/4Cr-1Mo steel at 800°F. 37)



(a) 2- $\frac{1}{4}$ Cr-1Mo Pipe at 1000 F



(b) 2- $\frac{1}{4}$ Cr-1Mo Pipe at 1050 F

Fig. 6.12 Total strain range versus fatigue life compared with predicted curves by method of Halford and Manson<sup>14)</sup>

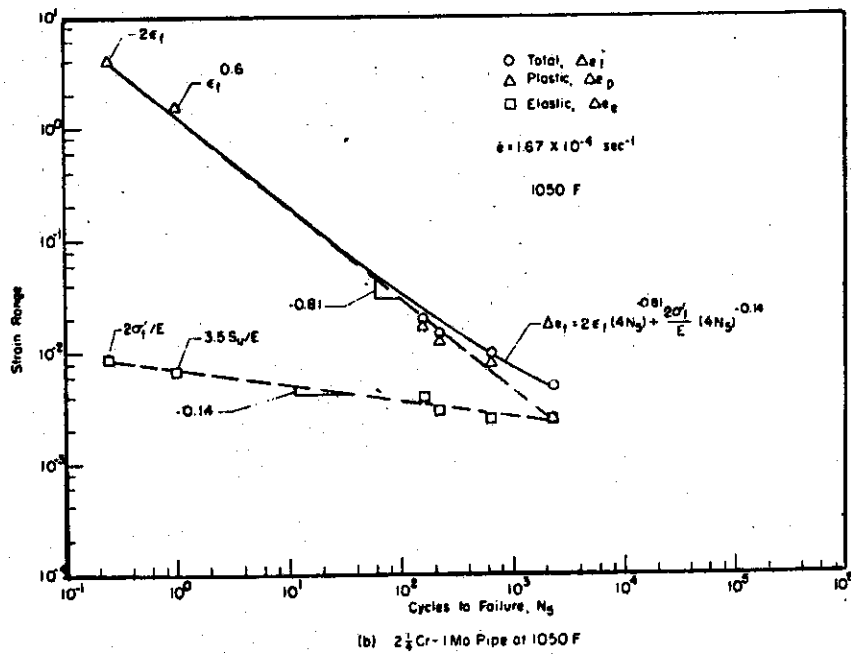
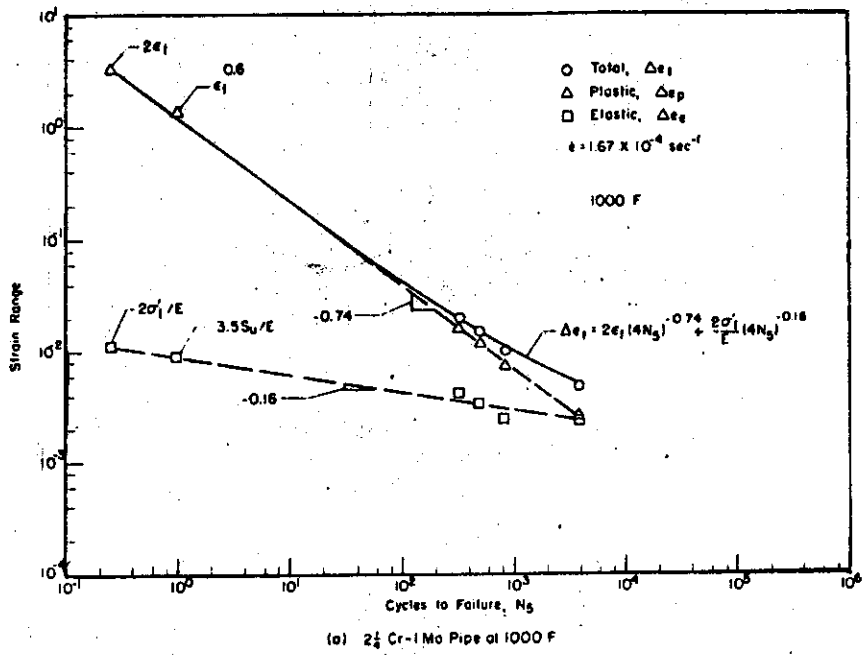


Fig. 6.13 Fatigue life as a function of total-, plastic-, and elastic-strain range. 29)

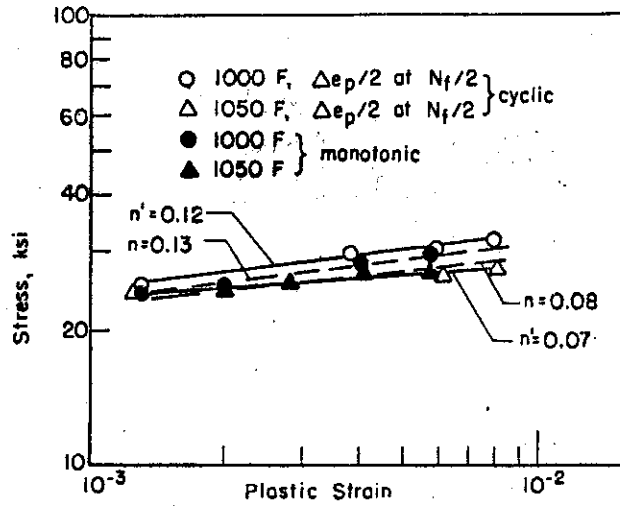


Fig. 6.14 Comparison of monotonic and cyclic stress-plastic strain curves for the 2 1/4Cr-1Mo pipe. 29)

## 7. クリープと疲労との相互作用

クリープと疲労の相互作用 圧力容器の設計にあたって重要な問題の一つである。

Code Case 1592 ではクリープ疲労相互作用に関し線形損傷則にもとずく設計指針を与えている。

すなわち、クリープ損傷  $D_C$  と疲労損傷  $D_F$  がある一定の値に達した時に破壊がおこるとするものである。

線形損傷則のもっとも簡単な形として

$$D_C + D_F = 1$$

が提案され、広く用いられているが更にこれを修正した形の

$$D_C + D_F = D \quad D \leq 1$$

も一般的に用いられている。

ここで、 $D$  : 損傷の和、である。

$D_C$ 、 $D_F$  および  $D$  の値を求めるために種々の試験法が提案されているが、そのうちの主なものとして次のような方法がある。

i) クリープサイクルと疲労サイクルを交互に組み合わせる方法。

ii) 疲労試験の各サイクル毎に保持時間を与える方法。

などである。

クリープサイクルと疲労サイクルを組み合わせる方法に関して 28) の報告がある。

ここでは Fig. 7.1 に示すような負荷波形を用いて試験をおこない、Fig. 7.2 に示す結果が得られている。

$D_C$  としては  $\sum t_i / t_r$  を用い、また  $D_F$  として  $N_i / N_f$  を用いる。

但し  $t_r$  : 疲労を含まない場合のクリープ破断寿命

$t_i$  : 1クリープサイクル毎のクリープ時間

$N_f$  : クリープを含まない場合の疲労寿命

$N_i$  : クリープを含んだ場合の疲労寿命

である。

最近では損傷則の変形として、

$$\frac{F_{cp}}{N_{cp}} + \frac{F_{pp}}{N_{pp}} + \frac{n}{N_{pp}} = \frac{1}{N_{pre}}$$

但し、 $F_{cp}$  : クリープ塑性ひずみのうち cp 成分の割合

$F_{pp}$  : クリープ塑性ひずみのうち pp 成分の割合

$N_{cp}$  :  $\Delta \epsilon_{cp}$  に対応する寿命のくり返し数

$N_{pp}$  :  $\Delta \epsilon_{pp}$  に対応する寿命のくり返し数

$n$  : 疲労サイクルのくり返し数



$N_{pre}$  : 予測寿命のくり返し数

であらわされる、ひずみ分割法とよばれる方法が多く用いられるようになって来た。この方法を 2 ¼ Cr - 1 Mo 鋼の場合に適用したものに 32) の報告がある。

ここでは Fig. 7.3 に示すように一定時間のクリープ毎に疲労サイクルを挿入して実験をおこなっている。

AN材を 1000°F (538°C) で試験した場合を例にとりて寿命予測を行う場合の手順を述べると次のようになる。

ひずみ制御による塑性ひずみ振巾と疲労寿命の関係を求めると Fig. 7.4(a) が得られ、また荷重制御による Cyclic-Creep 破断寿命とクリープ塑性ひずみの関係を求めると Fig. 7.4(b) が得られる。

次に Table 7.1 に示す条件で疲労とクリープを組み合わせた試験をおこなう。一例として Table 7.1 の 2A 5 AA の場合についての解析を示すと、この場合には疲労サイクル 22 回とクリープサイクル 7 回の計 29 回で破断している。

クリープ塑性ひずみのうち pp 成分の割合  $F_{pp}$  は Fig. 7.3 から次のようにして求められる。

$$\begin{aligned} F_{pp} &= \Delta \epsilon_{pp} / \Delta \epsilon_{IN} \\ &= \Delta \epsilon_{pp} / (\Delta \epsilon_{pp} + \Delta \epsilon_{cp}) \end{aligned}$$

ここで、 $\Delta \epsilon_{pp}$  と  $\Delta \epsilon_{cp}$  の値を 2A 5 AA の場合について Table 7.1 から求めると、

$$\Delta \epsilon_{pp} = 0.095, \quad \Delta \epsilon_{cp} = 1.920 \text{ となる。}$$

となる。したがって、

$$F_{pp} = 0.095 / (0.095 + 1.920) = 0.074$$

またクリープ塑性ひずみのうち cp 成分の割合  $F_{cp}$  は Fig. 7.3 より次のようにして求められる。

$$\begin{aligned} F_{cp} &= \Delta \epsilon_{cp} / \Delta \epsilon_{IN} \\ &= \Delta \epsilon_{cp} / (\Delta \epsilon_{pp} + \Delta \epsilon_{cp}) \\ &= 1.920 / (0.095 + 1.920) \\ &= 0.926 \end{aligned}$$

Fig. 7.4 から  $\Delta \epsilon_{cp}$  および  $\Delta \epsilon_{pp}$  に対応する破断寿命  $N_{cp}$  および  $N_{pp}$  を求めると、それぞれ  $N_{cp} = 277$ ,  $N_{pp} = 747$  となる。

疲労部分の  $\Delta \epsilon_{pp}$  を Table 7.1 より求めると、

$$\Delta \epsilon_{pp} = 1.20\% = 0.012 \text{ であり、これに対応する } N_{pp} \text{ を求めると } N_{pp} = 845 \text{ となる。}$$

したがって、

$$\frac{0.926}{277} + \frac{0.074}{747} + \frac{22}{845} = \frac{1}{N_{pre}}$$

$$N_{pre} = 34$$

が得られる。この場合の実験による破断寿命は  $N = 29$  である。

このようにして種々の条件で実験値と予測値とを対比した結果を Fig. 7.5 に示す。

この方法では疲労サイクルによる寿命の項  $n/N_{pp}$  の寄与が相対的に大きい。そのため Table 7.1 に示した 2B1A や 2B00 の場合のように疲労サイクルが少なくクリープサイクルが多い場合には、予測値のずれが大きくなる傾向をもつ。

実際の圧力容器の寿命予測にこのような方法を適用するにあたっては、疲労サイクルの振巾  $\Delta \epsilon_{pp}$  とクリープサイクルの振巾  $\Delta \epsilon_{cp}$  のそれぞれについてより広範囲な実験で検証をおこなう必要がある。

Table 7.1 Half-life cycle strainrange values and corresponding damage fractions for MPC tests 32)

Test bar	Number of interspersed fatigue cycles	Observed life cycles	Predicted life cycles	Strainrange components percent			Damage fractions (summation = 1.000)		
				Interspersion		Creep period	Interspersion		Creep period
				PP	CP		PP damage	CP damage	
2A4B	1	59	57	1.99	0.115	2.570	0.164	0.014	0.822
2A1A	1	141	160	1.23	.113	1.451	.197	.020	.783
2A2B	2	73	122	1.94	.480	1.070	.670	.009	.321
2A3AA	5	96	99	1.23	.082	1.290	.612	.007	.381
2A6BB	11	39	30	1.96	.070	1.076	.916	.003	.081
2A5AA	22	29	34	1.20	.095	1.920	.885	.001	.114
2A4E	1	67	68	0.28	.049	2.610	.006	.007	.987
2B1A	1	202	408	1.23	.027	0.716	.505	.006	.489
2B3A	5	92	153	1.21	.037	0.454	.919	.003	.078
2A0O	--	99	126	-----	.089	1.875	-----	.015	.985
2B0O	--	241	490	-----	.051	0.924	-----	.021	.979

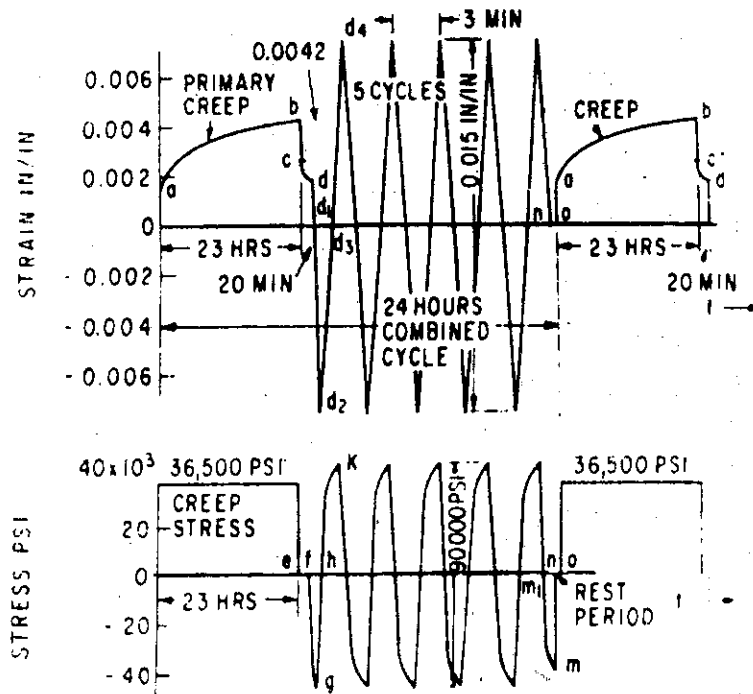


Fig. 7.1 Typical cycle showing interspersed creep-rupture and low cycle fatigue tests. 28)

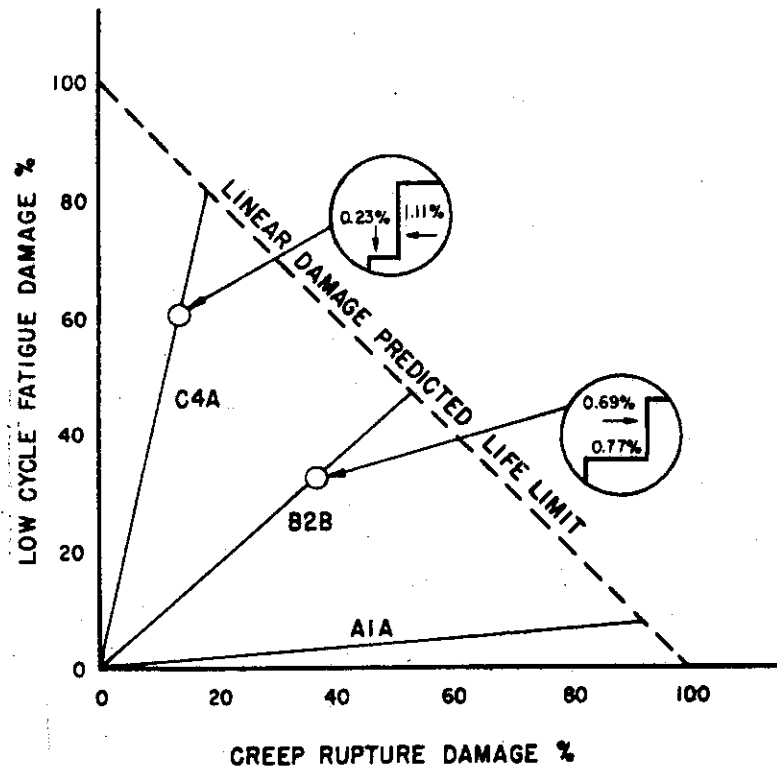


Fig. 7.2 Pictorial representation of three test conditions, presuming that linear damage rule applies for both creep rupture and low cycle fatigue and that failure occurs when the summation of both types of damage is unity. 28)

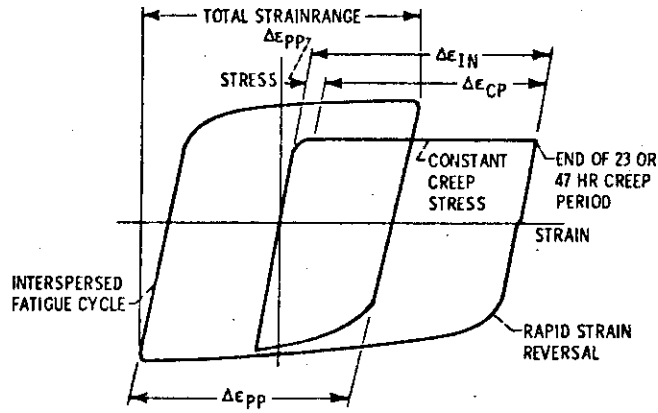


Fig. 7.3 Schematic hysteresis loops associated with MPC creep-fatigue interspersion tests (16). Cyclic creep rupture tests involve only creep portion with no interspersed fatigue cycles. Partitioned strainranges indicted on loops. 32)

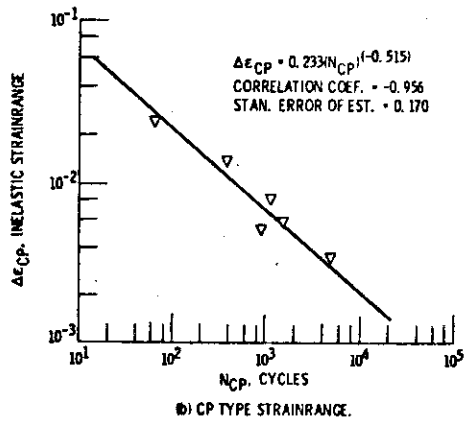
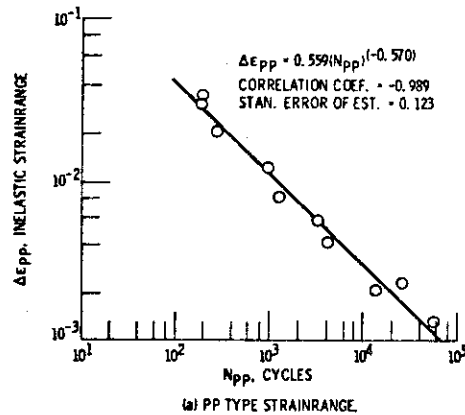


Fig. 7.4 Partitioned strainrange-life relations for annealed 2 1/4Cr-1Mo steel. 32)

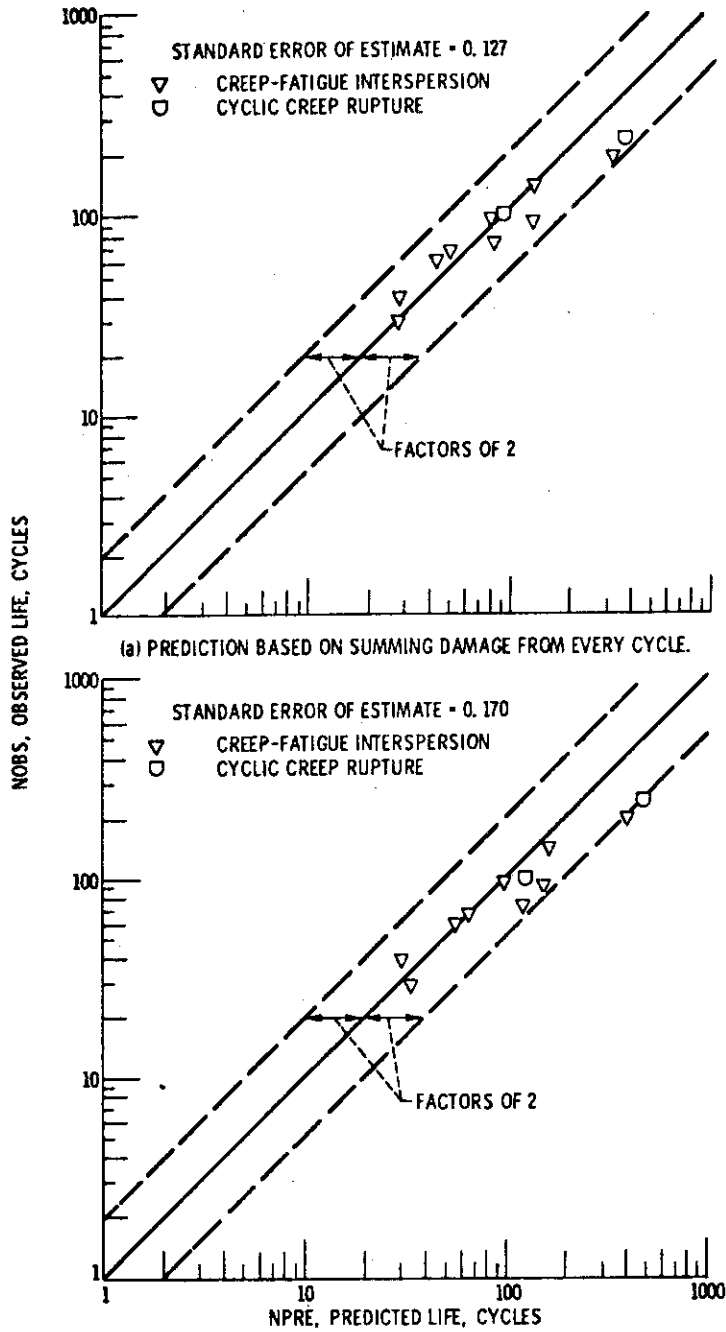


Fig. 7.5 Comparison of observed MPC creep-fatigue lives of annealed 2 1/4Cr-1Mo steel versus lives predicted on basis of strainrange partitioning using interaction damage rule. 32)

## 8. 破壊靱性

2¼Cr-1Mo 鋼板 (A 387 Gr. 22 及び A 542) のシャルピー衝撃試験はかなり実施されているが、破壊靱性 ( $K_{IC}$ ,  $J_{IC}$ ,  $K_{Id}$  など) 試験は、今までに数例<sup>41)~46)48)</sup>が散見されるに過ぎない。以下に、静的破壊靱性 ( $K_{IC}$ ,  $J_{IC}$ ) 及び動的破壊靱性 ( $K_{Id}$ ) に分けて紹介する。

### 8.1 静的破壊靱性 ( $K_{IC}$ , $J_{IC}$ )

Fig. 8.1 ~ Fig. 8.3 は Gentilcore ら<sup>39)</sup> の A 542 cl. 3 鋼母材、溶接金属及び熱影響部の  $K_{IC}$  破壊靱性試験結果を示したものである。溶接は、60 KJ/in. 及び 125 KJ/in. の入熱により、サブマージーク溶接法を用いて行った。また、溶接熱処理は、1125 °F (607 °C) 及び 1225 °F (663 °C) の 2 温度で行い、 $K_{IC}$  破壊靱性への影響を調べている。以上の結果をまとめて Fig. 8.4 に示すが、同図により母材の破壊靱性が高くと高く、溶接金属がもっとも低く、熱影響部は中間の靱性を示すこと、また、溶接後熱処理は高温 (1225 °F) の方が靱性の改善に寄与することがわかる。

Table 8.1 及び Table 8.2 は、Gulya ら<sup>40)</sup> のエレクトロスラグ再溶解 (Lukens Lectrefine Process) した 542 cl. 1, cl. 2 及び cl. 4 鋼母材の破壊靱性試験結果を示したものである。試験片は、圧延直角方向 (T-L 方向) より採取し、2 インチの Compact Tension 試験片 (2 TCT) により  $K_{IC}$  試験を、1 TCT により  $J_{IC}$  試験を実施し、エレクトロスラグ再溶解の破壊靱性に及ぼす効果を調べている。Table 8.1 は、A 542 cl. 1 及び cl. 4 鋼の  $J_{IC}$  試験結果であり、 $J_{IC}$  から  $K_{IC}$  への変換は、以下の式を用いて行っている。

$$J_{IC} = \frac{(1-\nu^2)}{E} K_{IC}^2 \dots\dots\dots (1)$$

ここで、E: 縦弾性係数、 $\nu$ : ポアソン比である。

また Table 8.2 は、A 542 cl. 1, cl. 2 及び cl. 4 鋼の  $K_{IC}$  試験結果であり、Valid  $K_{IC}$  の判定は、以下の式により行っている。

$$a, B \geq 2.5 (Kc/\sigma_y)^2 \dots\dots\dots (2)$$

ここで、a: き裂長さ、B: 試験片厚さ、Kc: 当該温度で得られた破壊靱性値、 $\sigma_y$ : 当該温における降伏強さである。2 TCT 程度の試験片では、低温 (-129 °C, -157 °C) 付近でしか  $K_{IC}$  が得られないことがわかる。同表には、併せて Fig. 8.1 の A 542 cl. 3 鋼母材の結果を示すが、従来の溶解法に比べエレクトロスラグ再溶解材は、2 倍程度の靱性向上を示すことがわかるであろう。

Fig. 8.5 に、A 542 cl. 4 鋼 (相当) の母材の  $K_{IC}$  破壊靱性に及ぼす S 含有量の影響を調べた Copeland<sup>41)</sup> の実験結果を示す。なお、破壊靱性は 1/2 TCT の試験片を用い、 $J_{IC}$  試験を行

って求めている。

同図から、低温ではSの影響はさほどでないが、高温においては破壊靱性に及ぼすS量の影響が顕著となり、低S程高靱性を示すことがわかる。これは、破壊モードとしてSはへき開破壊には影響なく、マイクロボイドの合体プロセスに影響することを示している。

Fig. 8.6は、A 542 cl. 1 鋼母材、溶接金属、ボンド及び熱影響部の  $K_{IC}$  破壊靱性に関する藤村ら<sup>42)</sup>の結果を示したものである。母材では、厚板中心部の破壊靱性が低くなり、また、母材と比較すると、熱影響部は母材とほぼ同じであるが、ボンド、溶接金属の  $K_{IC}$  は小さくなる傾向が認められる。

Table 8.3は、喜多ら<sup>43)</sup>の、A 387 Gr. 22, cl. 1 鋼 (N.T.) 及び 542 cl. 1 鋼 (Q.T.) 母材に関して、破壊靱性の異方性を調べるために圧延方向 (L方向) と板厚方向 (Z方向) について  $J_{IC}$  試験を行った結果を示している。なお、 $K_{IC}$  への換算は前述の (1) 式を用いている。同表から、Z方向の  $K_{IC}$  値はL方向に比べ 20~30%低く、また、A 387 鋼の方がA 542 鋼より破壊靱性は高めになることがわかる。

Fig. 8.7は、原研<sup>44)</sup>で実施した 20°CにおけるA 542 cl. 1 鋼母材の  $J_{IC}$  試験結果を示す。同図から  $J_{IC}$  は  $16.5 \text{ kgf} \cdot \text{mm} / \text{mm}^2$  となり (1) 式により  $K_{IC}$  に換等すると  $606 \text{ kgf} \cdot \text{mm}^{-3/2}$  となることがわかる。

以上述べてきた静的破壊靱性試験結果をまとめて、母材については Fig. 8.8 に、溶接金属及び熱影響部については Fig. 8.9 に示す。A 542 鋼についてのデータが圧倒的に多く、A 387 鋼は非常に少ないことが特徴としてまず挙げられよう。

Fig. 8.8は、母材の  $K_{IC}$  破壊靱性について示しているが、Table 8.3のZ方向のデータは除いてある。同図には板厚 300 mmのA 533 B, cl. 1 鋼 (HSST 02 plate) の結果<sup>45)</sup>も併せて示すが、母材に関していえばA 542 鋼はA 533 B 鋼に比べ遜色ない破壊靱性を示しているといえよう。しかし、Fig. 8.9の溶接金属及び熱影響部の場合にはA 533 B 鋼は母材とほぼ同等とみなせるのに比べ、同図からわかるようにCr-Mo 鋼では母材に比較してかなり破壊靱性が低く、とくに溶接金属の破壊靱性の改善が望まれるところである。

## 8.2 動的破壊靱性 ( $K_{Id}$ )

Fig. 8.10は、板厚 230 mmのA 387 Gr. 22, cl. 2 鋼についてステップクーリングによる焼もどし脆化処理を施し、脆化前後の  $K_{Id}$  破壊靱性を調べた薄田ら<sup>46)</sup>の結果を示したものである。脆化前は、A 鋼 (オーステナイト粒度: 9)、B 鋼 (オーステナイト粒度: 3) とともに大差ない破壊靱性を示すが、粗粒のB 鋼はステップクーリングにかなり大きな脆化を示すことがわかる。

2% Cr - 1 Mo 鋼板に関する  $K_{Id}$  試験結果は、以上の結果以外にほとんど見当らず、今後データの蓄積が痛感される。



Table 8-1 A 542 C 1 及び A 542 C 4 鋼母材の  $K_{IC}$  破壊靱性 ( $J_{IC}$  試験)<sup>40)</sup>

Temp. °C(°F)	A542-72 Class 1				A542-72 Class 4			
	$J_{IC}$	$K_{IC}(1)$			$J_{IC}$	$K_{IC}(1)$		
	$\frac{N-m}{m^2}$	$(\frac{in-lb}{in^2})$	$MN-m^{-3/2}$	$(Ksi/in.)$	$\frac{N-m}{m^2}$	$(\frac{in-lb}{in^2})$	$MN-m^{-3/2}$	$(ksi/in.)$
-18 (0)	385.3	(2200)	295.9	(269.3)	350.3	(2000)	282.2	(256.8)
27(80)	490.4	(2800)	333.8	(303.8)	420.3	(2400)	309.1	(281.3)

(1) Calculated using:  $K_{IC} = (\frac{J_{IC} E}{1 - \nu^3})^{1/2}$

Table 8-2 A 542 C 1, C 3 及び C 4 鋼母材の  $K_{IC}$  破壊靱性 ( $K_{IC}, J_{IC}$  試験)<sup>39)40)</sup>

Temp. °C(°F)	$K_C$ Plate B A542-72 Class 2		$K_C$ Plate C A542-72 Class 1		$K_C$ Plate A542-72 Class 4		$K_{IC}$ reference [9] A542-72 Class 3	
	$MN-m^{-3/2}$	$(ksi\sqrt{in.})$	$MN-m^{-3/2}$	$(ksi\sqrt{in.})$	$MN-m^{-3/2}$	$(ksi\sqrt{in.})$	$MN-m^{-3/2}$	$(ksi\sqrt{in.})$
-157(-250)	-	-	57.61	(52.43)	66.66	(60.66) $K_{IC}$	38.5	(35)
-129(-200)	93.02	(84.65) $K_{IC}$	102.3	(93.11) $K_{IC}$	83.52	(76.01)	44.0	(40)
-101(-150)	42.11	(38.32)	-	-	-	-	60.4	(55)
-73(-100)	-	-	220.5	(200.7)	155.3	(141.3)	82.4	(75)
-46(- 50)	-	-	194.8	(177.3)	148.8	(135.4)	104	(95)
-18( 0)	-	-	198.3	(180.5)	143.1	(130.2)	132	(120)
			295.9	(269.3)(2)	282.2	(256.8)(2)		

(1) All  $K_C$  values given as  $K_{IC}$  in reference [9]

(2) Calculated  $K_{IC}$  from  $J_{IC}$  data

Table 8-3 A 387 Gr 22, C 2 (A 1 ; NT&B 1 ; NT) 及び A 542 C 1 (A 1 ; QT&B 1 ; QT) 鋼母材の  $K_{IC}$  破壊靱性 ( $J_{IC}$  試験)<sup>43)</sup>

供 試 材		L 方 向		Z 方 向	
鋼 種	熱 処 理	$J_{IC}$ ( $kg \cdot mm^{-1}$ )	$K_{IC}^*$ ( $kg \cdot mm^{-3/2}$ )	$J_{IC}$ ( $kg \cdot mm^{-1}$ )	$K_{IC}^*$ ( $kg \cdot mm^{-3/2}$ )
A 1	N. T.	11.8	522	7.2	408
	Q. T.	8.0	430	3.8	296
B 1	N. T.	12.2	531	8.0	430
	Q. T.	8.6	446	5.2	346

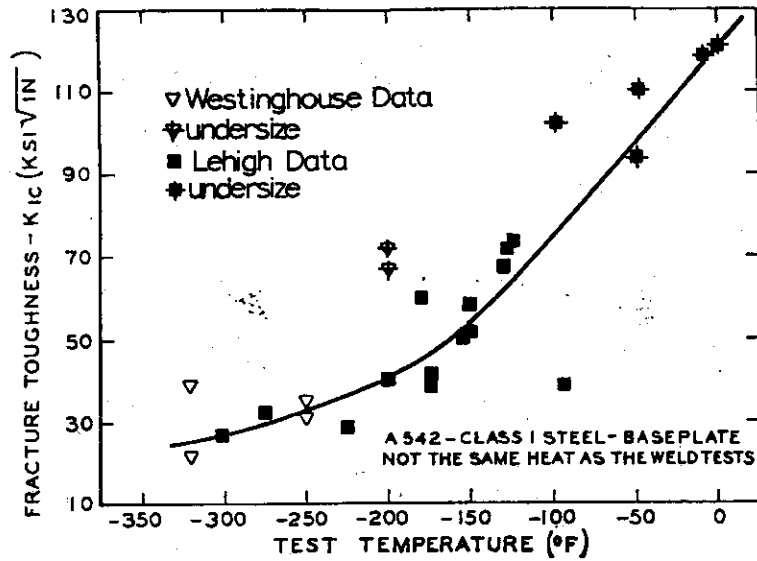


Fig. 8 - 1 A 542 cl. 3 鋼母材の $K_{IC}$ 破壊靱性 ( $K_{IC}$ 試験) (39)

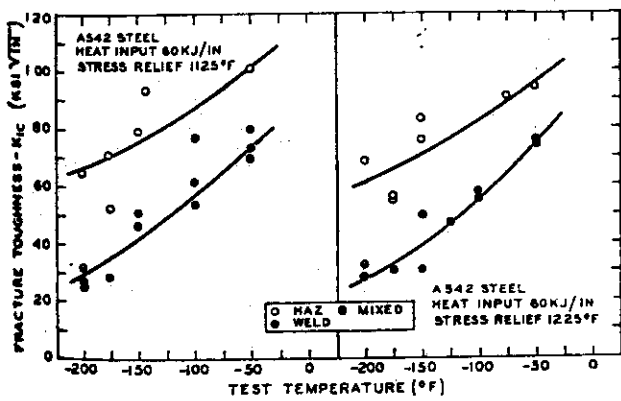


Fig. 8 - 2 A 542 cl. 3 鋼溶接金属及び熱影響部の $K_{IC}$ 破壊靱性 ( $K_{IC}$ 試験) (39)

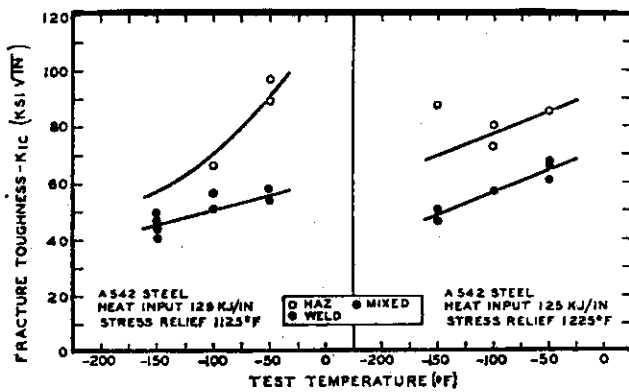


Fig. 8 - 3 A 542 cl. 3 鋼溶接金属及び熱影響部の $K_{IC}$ 破壊靱性 ( $K_{IC}$ 試験) (39)

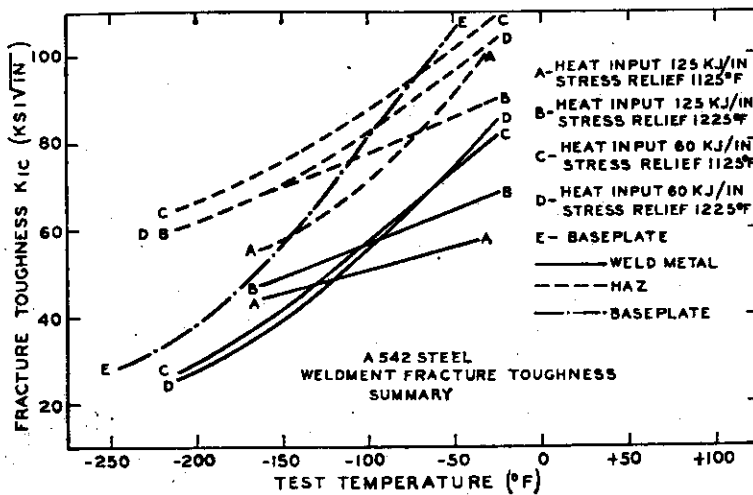


Fig. 8 - 4 A 542 cl. 3 鋼母材, 溶接金属及び熱影響部の $K_{IC}$ 破壊靱性 ( $K_{IC}$ 試験) (39)

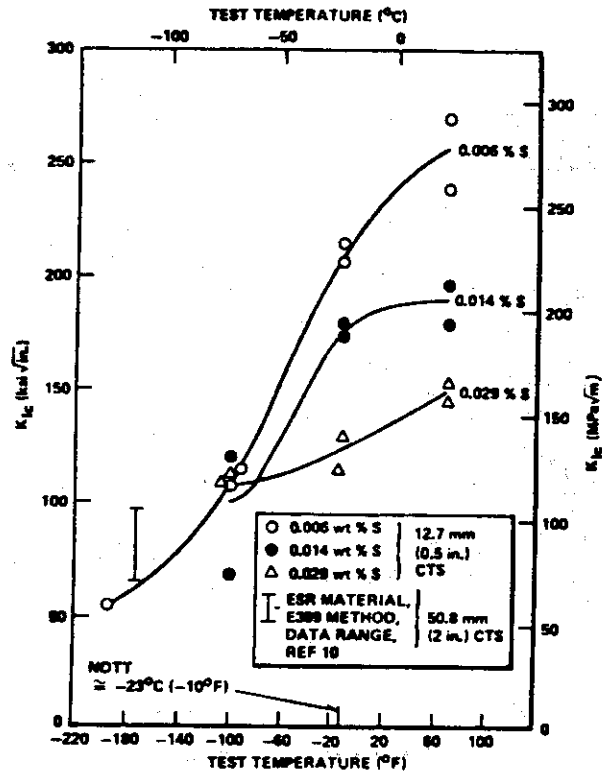


Fig. 8-5 A 542 cl. 4 鋼母材の  $K_{IC}$  破壊靱性に及ぼす S 含有量の影響 ( $J_{IC}$  試験) <sup>41)</sup>

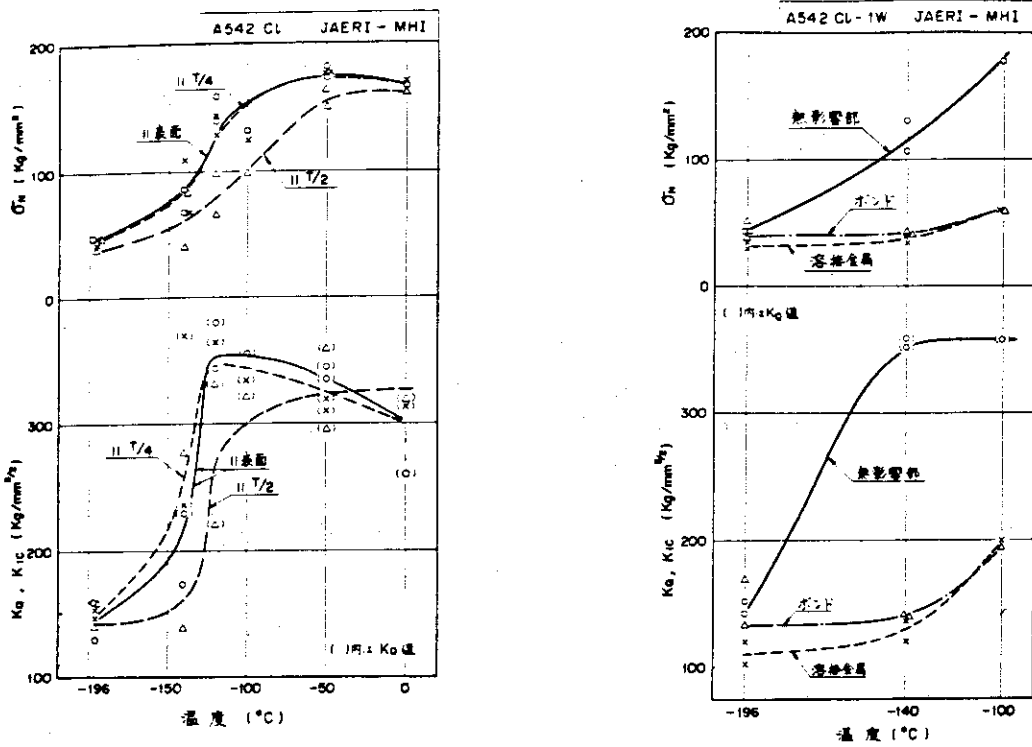


Fig. 8-6 A 542 cl. 1 鋼母材, 溶接金属, ボンド及び熱影響部の  $K_{IC}$  破壊靱性 ( $K_{IC}$  試験) <sup>42)</sup>

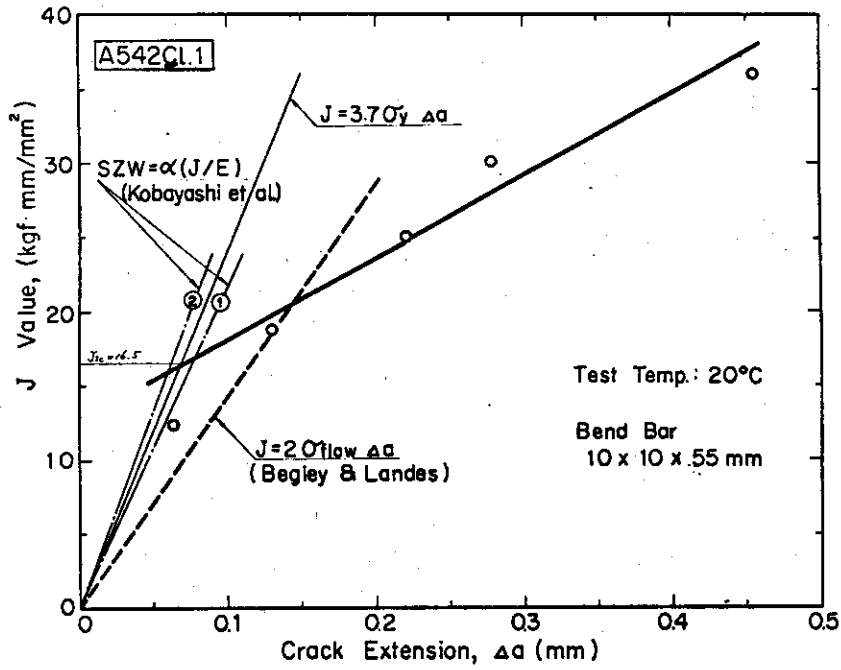


Fig. 8 - 7 A 542 cl. 1 鋼母材の  $J_{IC}$  破壊靱性<sup>44)</sup>

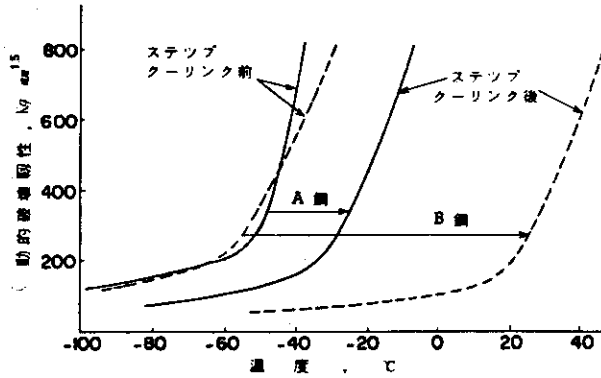


Fig. 8 - 10 A 387 Gr. 22, cl. 2 鋼の動的破壊靱性 ( $K_{Ic}$ )<sup>46)</sup>

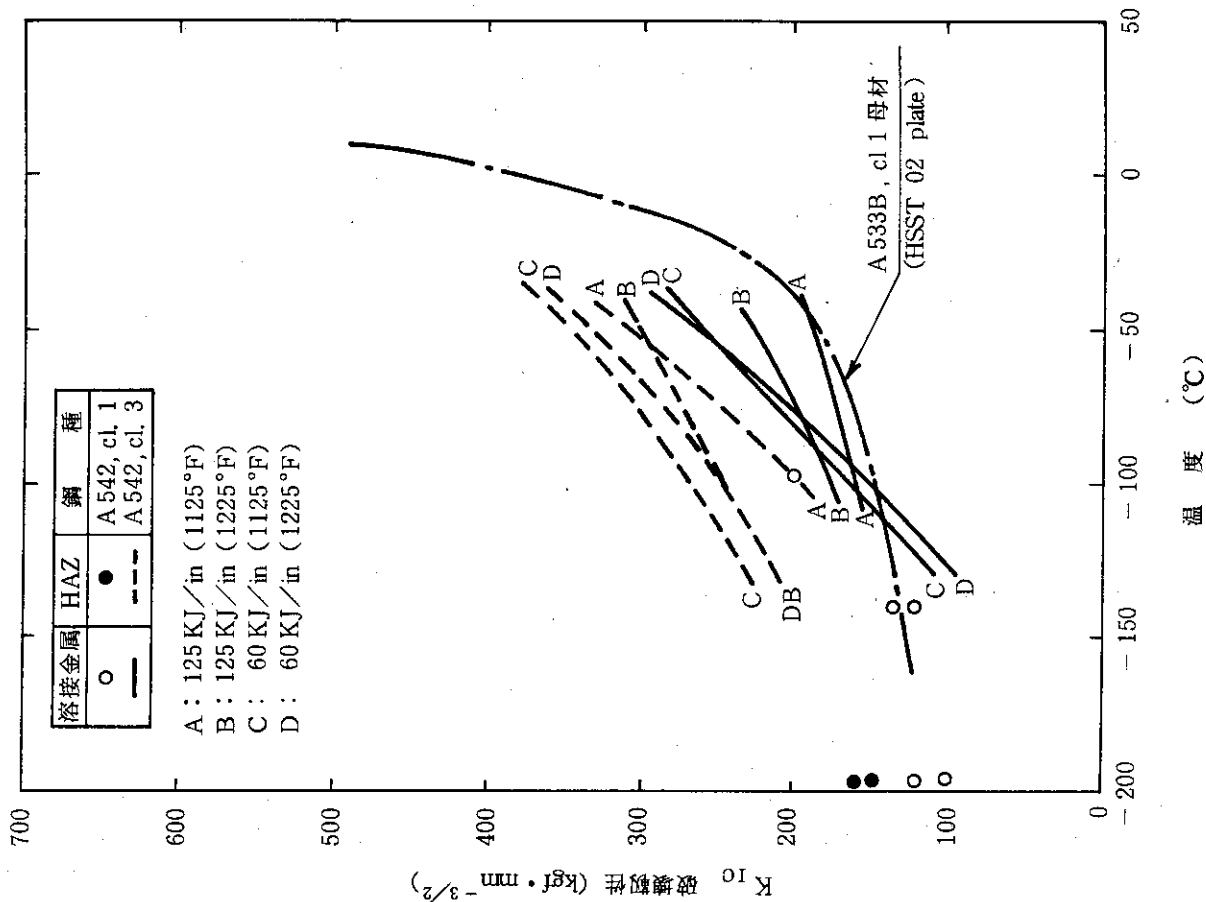


Fig. 8-9 A 542 鋼溶接金属及び熱影響部の $K_{I0}$ 破壊靱性

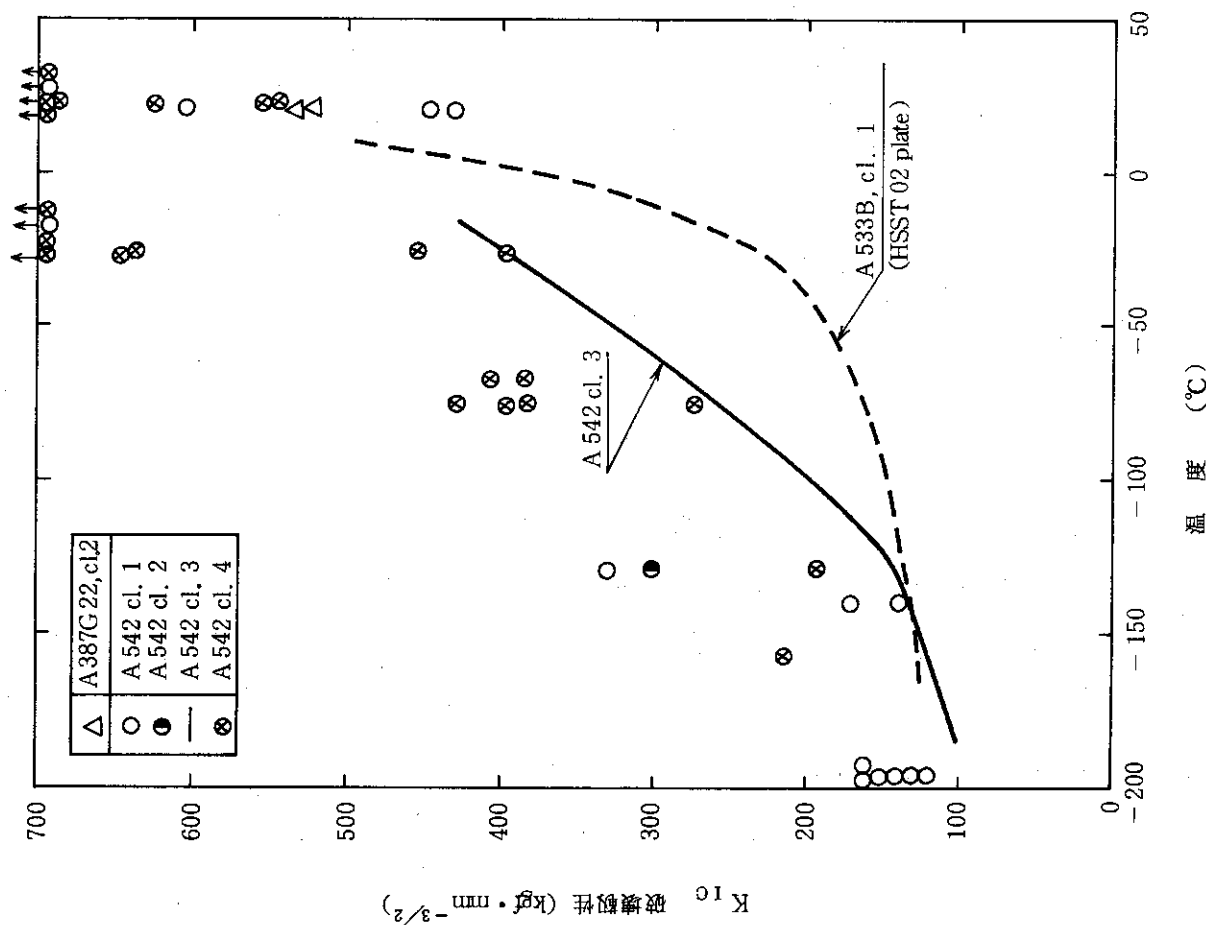


Fig. 8-8 A 387 及び A 542 鋼母材の $K_{I0}$ 破壊靱性

## 9. 照射効果

多目的高温ガス実験炉の圧力容器は、400°Cで使用されることになっており、もっとも多く中性子照射をうけると考えられるところでも  $10^{18} \text{ n/cm}^2$  ( $> 0.18 \text{ MeV}$ ) をこえることはないとされている。A 387 D 焼なまし材、焼ならし焼もどし材 (NT)、に関する照射データはほとんど見あらず、焼入れ焼もどし材 (QT, A 542) に関する照射データが 2, 3 見られるだけである。これらの若干あるデータにしても軽水炉への利用を前提としたものであるため、照射温度が 270~300°C 程度であり、照射量は  $10^{18} \sim 10^{20} \text{ n/cm}^2$  ( $> 1 \text{ MeV}$ ) にわたっている。

### 9.1 照射による機械的性質の変化

277°C で  $3.4 \times 10^{20} \text{ n/cm}^2$  ( $> 1 \text{ MeV}$ ) [400 hr] まで、照射した 2¼ Cr - 1 Mo - 0.4 Si - 0.10 C 材 (Table 9.1)<sup>48)</sup> の引張性質の変化を Table 9.2<sup>48)</sup> に示す。この表にある N 23 と N 43 という材料は、Table 9.1 に示されているように Cu 量の異なるものである。

Table 9.2 から明らかなように Cu 量の高い材料 (0.16~0.27% Cu) の照射による降伏強さと引張強さの増加は Cu 量が多いと促進される。照射は 277°C で 400 hr 行われており、288°C で 800 hr 熱処理後の引張性質の変化を調べたところ Table 9.3<sup>48)</sup> のようになり、熱処理だけではほとんど変化しないことが確められている。さらに、この実験では、遷移温度は照射によりほとんど変化しないが、照射硬化のみが見られる例も報告されている<sup>48)</sup>。

次に、Table 9.5<sup>49)</sup> に示すような組成をもつ 2¼ Cr - 1 Mo 鋼 (A 542) を 277°C で  $3.0 \times 10^{18} \text{ n/cm}^2$  ( $> 1 \text{ MeV}$ ) まで照射したときの引張性質および衝撃性質の影響を Table 9.6 に示す。

### 9.2 照射脆化

Table 9.1<sup>48)</sup> に示す組成をもつ 9 種類の A 542 鋼を 288°C で  $2.8 \times 10^{19} \text{ n/cm}^2$  ( $> 1 \text{ MeV}$ ) まで照射して Cu, Ni, Mn 量の照射脆化感受性に及ぼす影響が調べられている。この照射による遷移温度の変化を応力除去焼なまし後の遷移温度の変化とともに Table 9.7<sup>47)</sup> に示す。4 種類の低 Cu 材の 30 ft - lb 遷移温度の上昇 ( $\Delta TT$ ) は 11°C 以下であり、上だなエネルギーの減少は 10 ft - lb 以下であった。低 Cu 量材に対して高 Cu 量材の照射脆化が促進されるという例を Fig. 9.1<sup>47)</sup> と Fig. 9.2<sup>48)</sup> に示す。低 Cu 量材の場合 Ni と Mn 量は照射脆化感受性にほとんど影響しないという。(Fig. 9.3) また、高 Cu 量材の場合、Ni と Mn 量によって照射脆化感受性が変わることがわかった。(Fig. 9.4 と Fig. 9.5)<sup>47)</sup>

また、Table 9.1<sup>48)</sup> の材料について 288°C で  $8 \times 10^{19} \text{ n/cm}^2$  ( $> 1 \text{ MeV}$ ) まで照射したとき 30 ft - lb 遷移温度の増加 ( $\Delta TT$ , °F) と上だなエネルギーの減少 ( $\Delta E$ , ft - lb)

は次式で表されるという結論を得ている。

$$\Delta TT (\text{ }^\circ\text{F}) = -118 + 14800 (\%P) + 990 (\%Cu)$$

$$\Delta E (\text{ft} - 1\text{b}) = -2 - 100 (\%Cu)$$

A 542 鋼の照射脆化に及ぼす Ni 量の影響については、別に調べた例<sup>48)</sup>があり、照射脆化感受性には大きな影響はないが、照射前の遷移温度が Ni 量の増加によって上昇すること、上だなエネルギーが減少することから、Ni 量を2%程度まで増やすことは好ましくないという。(Fig. 9.6)<sup>48)</sup> また、母材と溶接部、HA 2では Fig. 9.7<sup>49)</sup> に示すように、溶接部と HAZ が母材より照射脆化に敏感であることがわかっている。

さらに照射量がふえて  $10^{20}$  n/cm<sup>2</sup> (>1 MeV) 程度になると、照射脆化が一層促進されることが知られている。<sup>48) 50)</sup>

A 387 D材を含む多くの鋼材について、遷移温度の増加を照射量に対して整理したものが、Fig. 9.8<sup>51)</sup> である。A 387 D、A 542材のみをとり出し、さらに上記の結果も含めると Fig. 9.9 のようになる。

A 542材については、照射脆化と長時間加熱脆化は加算的であるという結果が得られており、Fig. 9.10<sup>48)</sup> に示す。

Table 9.1 Weld deposit chemistry 48)

Weld no. <sup>(a)</sup>	Weld code	Chemical composition, wt-% <sup>(b)</sup>										Description		
		C	Mn	P	S	Si	Ni	Cr	Mo	Cu	V	Cu	Ni	Mn
1	N23	0.06	0.90	0.006	0.005	0.49	0.55	1.95	0.87	0.03	c	-	-	-
2	N40	0.07	1.23	0.007	0.006	0.51	0.71	2.07	0.96	0.04	0.05	-	-	+
3	N41	0.07	0.84	0.007	0.004	0.46	1.10	2.06	1.01	0.01	0.05	-	+	-
4	N39	0.07	1.16	0.007	0.007	0.46	1.21	2.07	0.95	0.04	0.05	-	+	+
5	N42	0.07	0.82	0.007	0.005	0.45	0.82	2.04	0.93	0.21	0.05	+	-	-
6	N43	0.07	1.21	0.007	0.006	0.49	0.80	2.07	0.93	0.26	0.04	+	-	+
7	N45	0.08	0.79	0.007	0.004	0.43	1.20	2.01	0.93	0.27	0.05	+	+	-
7a	N45 (Mod.)	0.08	0.91	0.014	c	0.47	1.04	2.04	0.96	0.31	c	+	+	-
8	N46	0.09	1.25	0.014	0.006	0.49	1.15	2.07	0.94	0.28	0.05	+	+	+
9	N44	0.09	1.00	0.014	0.006	0.46	1.08	1.99	0.93	0.16	0.04	0	0	0

<sup>(a)</sup> Weld N23: 2-in. experimental Ni-Cr-Mo base metal; welds N39 through N46: 2<sup>1</sup>/<sub>4</sub>-in. commercial Ni-Cr-Mo (HY-80) base metal.

<sup>(b)</sup> Weld mid-thickness region.

<sup>(c)</sup> Not determined.

Table 9.2 Tensile properties of weld metals N23 and N42 after high fluence 530 deg F (277 deg C) irradiation 48)

Weld code	Fluence ( $\times 10^{20}$ n/cm <sup>2</sup> ) >1 MeV	Test method <sup>(a)</sup>	Yield strength <sup>(b)</sup> (ksi)	Tensile strength <sup>(c)</sup> (ksi)	Approximate uniform strain <sup>(d)</sup> ( $\epsilon_u$ )
N23	0.0	CT	87.8	102.5	0.07
	0.0	UT	87.1	101.0	...
	3.4	CT	136.3	138.1	0.05
		(% Increase)	55.2	34.7	
N42	0.0	CT	93.6	107.0	0.07
	0.0	UT	87.5	101.3	...
	3.4	CT	182.9	182.9	0.04
		(% Increase)	95.4	70.9	

<sup>(a)</sup> CT—compression test

UT—uniaxial tension test

<sup>(b)</sup> 0.2 percent offset yield strength

<sup>(c)</sup> Derived by the formula relationships:  $TS = \bar{\sigma}_{max} \epsilon_u^{-n}$ , where TS is the tensile strength,  $\bar{\sigma}_{max}$  is the true stress at maximum load, and  $\epsilon_u$  is the true strain at maximum load

Table 9.3 Tensile properties of weld metals after 1150 deg F (621 deg C)-8 hr stress relief anneal and after 550 deg F (288 deg C)-800 hr thermal conditioning 48)

Weld no.	Weld code	Condition <sup>(a)</sup>	Test temp. (°F)	Yield strength <sup>(b)</sup> (ksi)	Tensile strength (ksi)	Redn. in area (%)	Elongation in 1-in. (%)
2	N40	A (W + SRA) T (Thermal Control)	RT <sup>(c)</sup>	87.3	101.2	67.0	21.6
			RT	88.2	101.9	68.2	19.3 <sup>(f)</sup>
			550	74.0	86.4	64.6	18.5
3	N41	A T	550	71.4	86.2	66.4	18.2
			RT <sup>(c)</sup>	87.4	100.5	67.5	20.4
			RT	87.0	100.7	66.9	19.1
4	N39	A T	550	70.4	85.0	63.6	15.5
			550	70.6	84.6	66.4	16.5
			RT <sup>(c)</sup>	90.3	103.4	66.0	20.1
5	N42	A T	RT	91.6	104.7	66.0	19.1
			550	72.8	87.0	64.1	17.8
			550	73.0	87.0	60.7	18.3
6	N43	A T	RT <sup>(c)</sup>	87.5	101.3	65.2	20.9
			RT	87.2	100.9	66.9	19.0 <sup>(f)</sup>
			550	72.8	84.8	62.7	16.9
7	N45	A T	550	70.8	83.8	63.6	16.7
			RT <sup>(c)</sup>	93.4	106.2	65.2	19.9
			RT	95.6	107.7	61.7	18.1 <sup>(f)</sup>
7A	N45 (Mod)	A (NC) <sup>(d)</sup>	550	78.8	91.6	59.2	17.8
			550	78.4	92.0	64.1	18.0
			RT	92.6	105.5	66.0	19.7
8	N46	A (NC & RC) <sup>(e)</sup>	RT	90.6	103.7	65.5	18.2 <sup>(f)</sup>
			RT <sup>(c)</sup>	92.3	106.2	64.5	21.5
			RT	93.8	108.5	64.6	23.0
9	N44	A (NC & RC) T (RC)	RT	92.8	106.9	65.0	23.7
			550	79.2	91.8	60.2	18.5
			RT <sup>(c)</sup>	97.5	110.9	63.8	20.8
9	N44	A (NC & RC) T (RC)	RT	98.8	112.7	62.2	18.8
			RT	100.9	113.1	62.2	18.8
			550	94.5	108.4	64.4	20.6
9	N44	A (NC & RC) T (RC)	RT	94.4	107.9	66.4	20.6
			RT	94.4	107.9	66.4	20.6
			550	75.2	91.4	62.2	16.2

(a) Stress relief annealed in full thickness section and furnace cooled except as noted (nominal 100°F (56°C)/hr)  
 (b) 0.252-in. dia specimens  
 (c) Duplicate tests  
 (d) SRA in specimen blank form—normal cooling rate (100°F (56°C)/hr)  
 (e) SRA in specimen blank form—rapid cooling rate (1150°F to 75°F, 621°C to 24°C in 30 min)  
 (f) 7/8 in. gage length

Table 9.4 Postirradiation<sup>(a)</sup> hardness and strength of weld deposits 51)

Weld no.	Weld code	Copper content (%)	Postirradiation Rockwell-C hardness	Tensile strength by conversion (ksi)	Thermal control tensile strength (ksi)	Radiation strengthening (ksi)
1	N23	0.03	22.9	118.0	(102.0) <sup>(b)</sup>	16.0
2	N40	0.04	22.7	117.0	101.9	15.1
3	N41	0.01	22.0	115.0	100.7	14.3
4	N39	0.04	23.0	118.0	104.7	17.1
5	N42	0.21	25.8	126.5	100.9	25.6
6	N43	0.26	30.0	142.0	107.7	34.3
7	N45 <sup>(c)</sup>	0.27	29.3	139.5	103.7	35.8
7a	N45 (Mod.) <sup>(d)</sup>	0.31	28.0	134.0	106.9	27.1
9	N44	0.16	30.3	143.0	107.9	35.1

(a) 550°F (288°C),  $2.8 \times 10^{19}$  n/cm<sup>2</sup> > 1 MeV  
 (b) Assumed based on preirradiation value  
 (c) 0.007% P  
 (d) 0.014% P



Table 9.5 Chemical composition and heat treatment condition of Mn-Mo-Ni steel (A533B Class 1) and 2 1/4Cr-1Mo steel (49)

Material Identification		Chemical Composition, wt %											Heat Treatment
Type	Thickness, mm	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu	Mo	ΣAl	Al <sub>tot</sub>	
Mn-Mo-Ni (A533B Class 1) <sup>a</sup>	165	0.19	0.27	1.34	0.014	0.008	0.63	0.12	0.22	0.50	0.023	...	908 to 920 CX10% h→ W.Q.; 660 to 670 CX 13 <sup>3</sup> / <sub>12</sub> h→W.Q.; 615 to 625 CX45 h→F.C.
2 1/4 Cr-1Mo (A542 Class 1) <sup>b</sup> Base metal	150	0.15	0.31	0.58	0.014	0.006	...	2.10	...	1.06	...	0.033	Base metal: 925 CX6 h→W.Q.; 640 CX3 h→W.Q.
Weld metal Heat affected zone		0.12	0.29	0.65	0.020	0.005	...	2.54	...	1.17	...	0.007	Postweld: 620 CX20 h→ F.C.
2 1/4 Cr-1Mo <sup>c</sup> Standard	25	0.18	0.21	0.50	0.012	0.013	0.05	2.25	...	0.94	0.031	0.022	920 CX1 h→A.C. (60 C/min); 650 CX3 h→A.C. (60 C/min); 625 CX30 h→F.C.
Added 1% Ni		0.16	0.25	0.53	0.015	0.011	1.07	2.27	...	0.98	0.034	0.022	
Added 2% Ni		0.20	0.21	0.53	0.015	0.011	2.00	2.30	...	0.97	0.034	0.024	

<sup>a</sup> Plate.<sup>b</sup> Submerged arc weldment.<sup>c</sup> Plate (100-kg laboratory heats).

Table 9.6 Results after preirradiation and postirradiation at 277 C to  $3.0 \times 10^{18}$  n/cm<sup>2</sup>, E>1 MeV, of tension tests and V Charpy impact tests 49)

Material Identification		Tensile Properties (Room Temperature)						Notch Ductilities								
Type	Plate Thickness, mm	$\sigma_u$ , kg/mm <sup>2</sup>	$\sigma_B$ , kg/mm <sup>2</sup>	$\delta$ , %	$\phi$ , %	$\Delta\sigma_B$	Unirradiated	Irradiated	$\Delta Tr30$	Unirradiated	Irradiated	$\Delta TrS$	Unirradiated	Irradiated	$\Delta E_{max}$	$\Delta E/E$
Mn-Mg-Ni (A533B Class1) <sup>a</sup>	165	48.7	54.3	+5.6	62.9	+5.8	27.7	62.1	-50	6	+56	7	53	+46	19.2	...
2 1/2 Cr-1Mg (A542 Class1) <sup>a</sup>	150	61.9	65.8	+3.9	76.0	+2.2	26.7	73.3	-64	-64	0	-33	-10	+23	20.9	20.8
Base metal		65.9	72.6	+6.7	77.5	+4.4	22.9	63.7	-84	-70	+14	-27	-15	+12	14.1	10.9
Weld metal															17.7	18.4
Heat affected zone															0.7	-4
2 1/2 Cr-1Mg <sup>c</sup>	25	51.3	...	...	65.9	...	29.7	77.0	-114	-108	+6	-109	-88	+21	23.4	23.2
Standard		53.7	...	...	68.5	...	29.4	73.7	-85	-74	+11	-51	-36	+16	19.7	...
Added 1% Ni		55.4	...	...	71.6	...	30.2	70.9	-77	-70	+7	-62	-43	+19	...	...
Added 2% Ni																

Note:  $\sigma_u$  = yield strength;  $\sigma_B$  = tensile strength;  $\delta$  = elongation;  $\phi$  = reduction of area; Tr30 = temperature at 30-ft-lb level of absorbed energy; TrS = temperature at 50% shear fracture;  $E_{max}$  = upper shelf energy;  $\Delta E/E$  = reduction of upper shelf energy, %.

<sup>a</sup> Plate.  
<sup>b</sup> Submerged arc weldment.  
<sup>c</sup> Plate.

Table 9.7 Charpy-V notch ductility of experimental weld metals after 1150°F (621°C)-8 hour stress relief anneal (SRA) and after 550°F (288°C) irradiation 47)

Weld no.	Weld code	Charpy-V 30 ft-lb transition temperature			Charpy-V shelf energy			
		After SRA °F	Irradiated °F	°C	Increase Δ°F	After SRA, Irradiated, ft-lb	Decrease, Δft-lb	
1	N23	-40	-25	-32	15	8	87	0
2	N40	-50	-30	-34	20	12	81	9
3	N41	-50	-50	-46	0	0	76	6
4	N39	30	40	4	10	5	70	3
5	N42	-35	160	71	195	108	78	50
6	N43	-25	205	96	230	128	68	43
7	N45	-40	225	107	265	147	72	42
8 <sup>a</sup>	N46	270 (NC) <sup>b</sup>	132	d	d	d	63	d
		180 (NC) <sup>c</sup>	82	d	d	d	59	d
9 <sup>b</sup>	N44	50 (NC) <sup>c</sup>	10	d	d	d	68	d
		30 (RC) <sup>c</sup>	-1	138	250	139	65	48

<sup>a</sup> Stress relief annealed in full thickness section and furnace cooled except as noted (nominal 100° F/hr, 56° C/hr).  
<sup>b</sup> Stress relief annealed as Charpy-V specimen blanks.  
<sup>c</sup> NC—normal cooling rate (100° F/hr, 36° C/hr); RC—rapid cooling rate (1150° F to 75° F, 621° C to 24° C in 30 minutes).  
<sup>d</sup> Not determined.

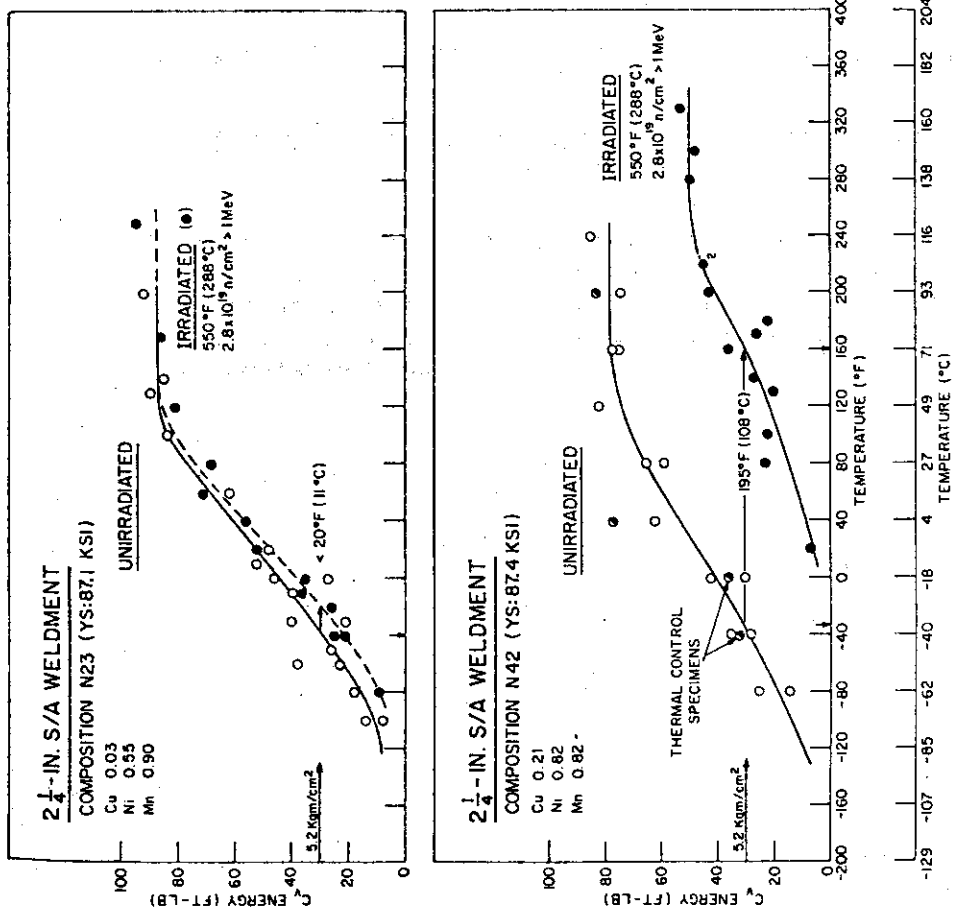


Fig. 9.1 Typical effect of low copper content vs. high copper content on the radiation embrittlement resistance of the 2 1/4Cr-1Mo-0.40Si-0.10C weld deposits. Low copper composition N23 exhibits very low, essentially nil, sensitivity to radiation-induced embrittlement at a temperature comparable to reactor vessel service. 48)

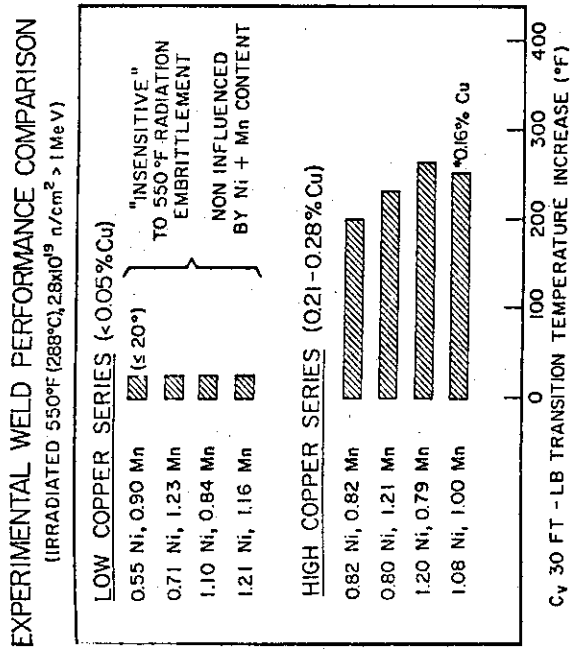


Fig. 9.2 Summary of observed radiation embrittlement resistance of the weld series. Primary division of behavior along the line of the low versus high copper content is quite evident (reference [1]). 47)

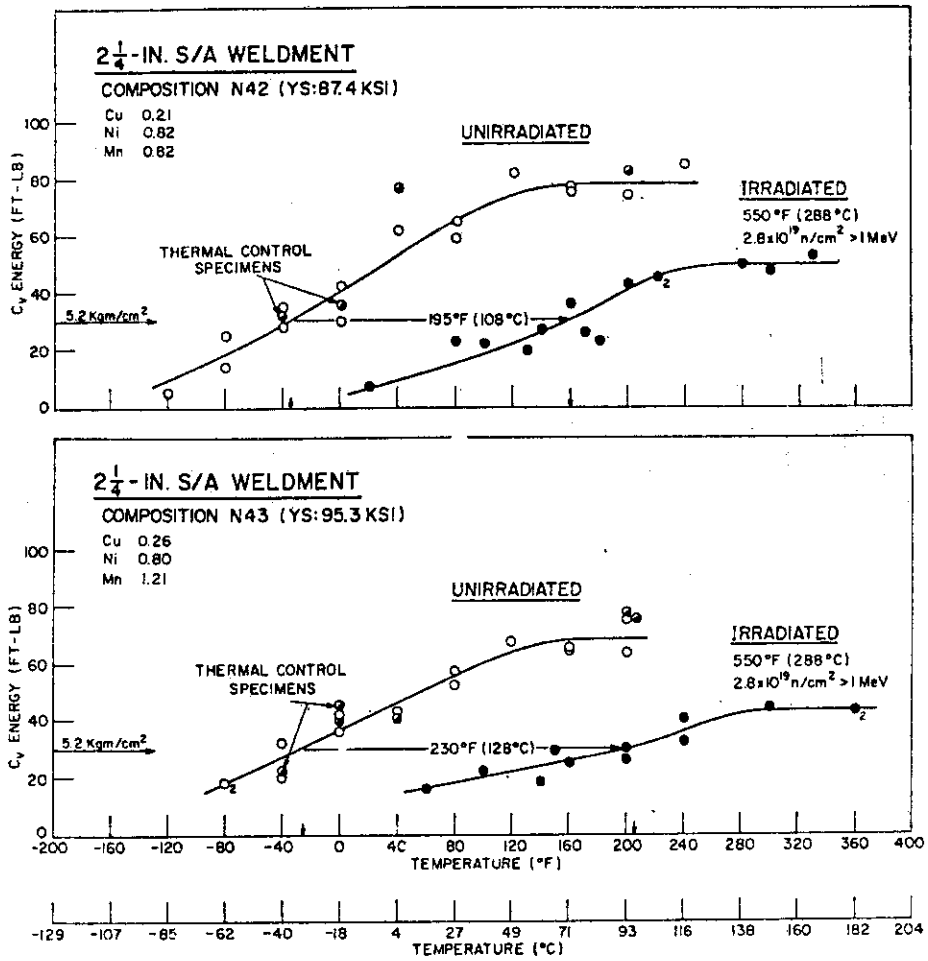


Fig. 9.3 Comparison of radiation embrittlement resistance of two low copper content weld deposits. A higher nickel and manganese content is not seen to after the excellent 550°F (288°C) radiation embrittlement resistance of low copper content weld versions. 47)

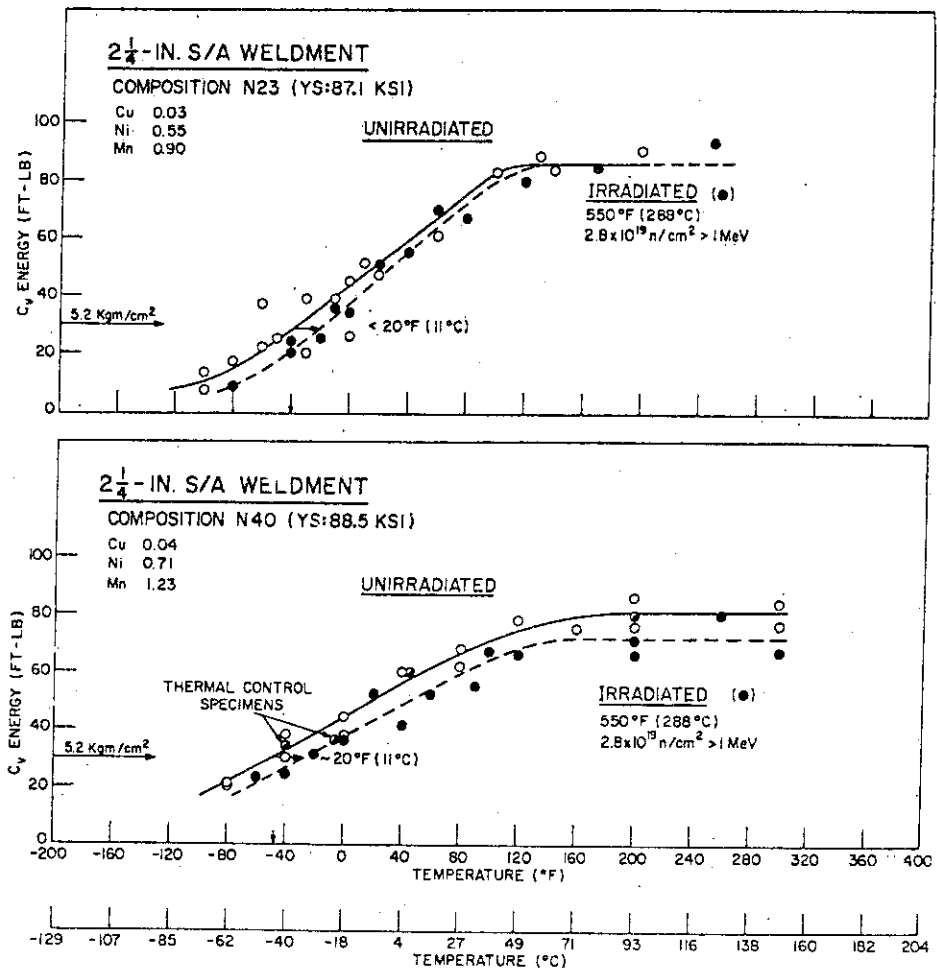


Fig. 9.4 Relative radiation embrittlement sensitivity of two high copper content welds illustrating the insignificant effect of variable manganese content on embrittlement behavior. The 35°F difference in transition temperature increase may also be ascribed to the copper content variation. 47)

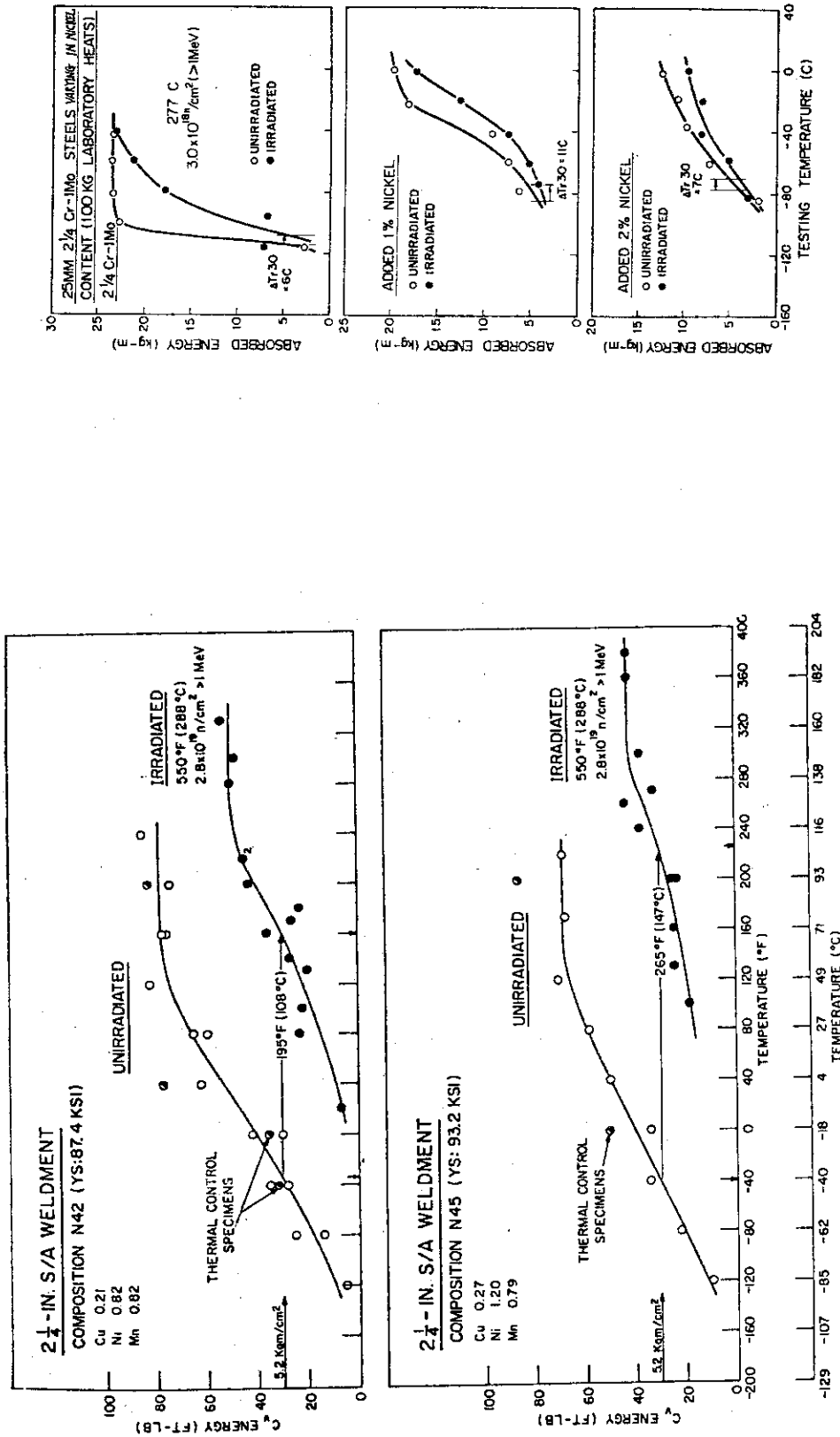


Fig. 9.6 Notch ductility characteristics of 25-mm 2 1/4Cr-1Mo steels of varying in nickel content in response to irradiation. 49)

Fig. 9.5 Relative radiation embrittlement sensitivity of two high copper content welds showing a possible effect of variable nickel content on embrittlement behavior 47)

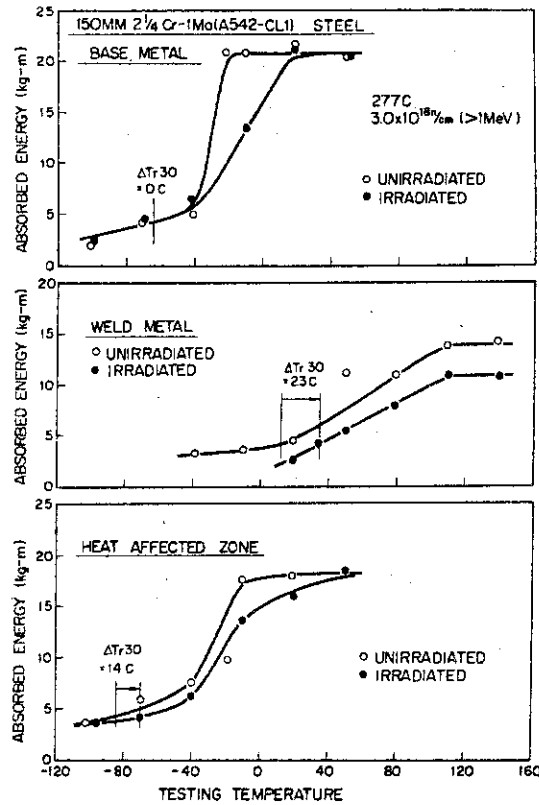


Fig. 9.7 Notch ductility characteristics of 150 mm 2 1/4Cr-1Mo submerged arc weldment in response to irradiation. 49)

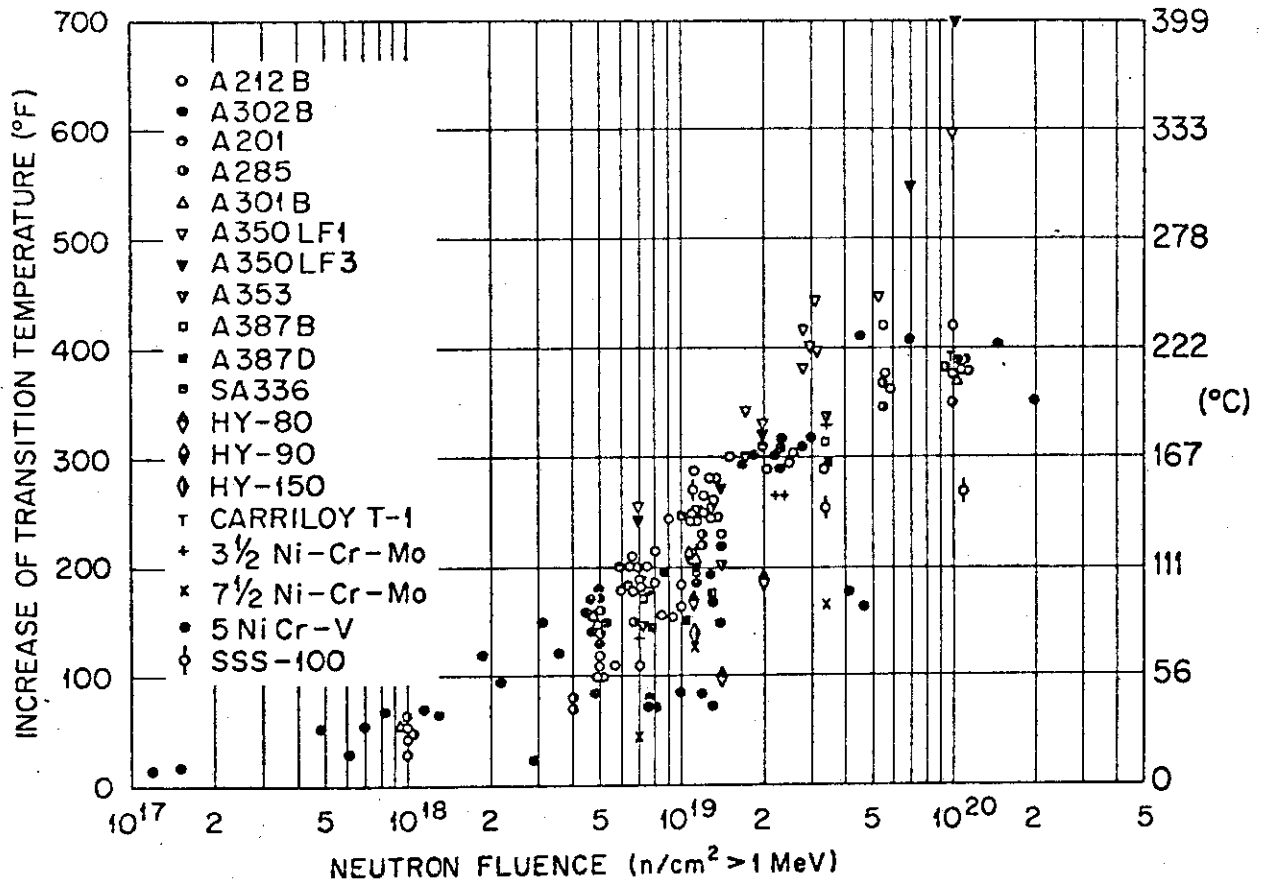


Fig. 9.8 Charpy-V notch transition temperature increase of steels irradiated at less than 500°F (260°C 51)

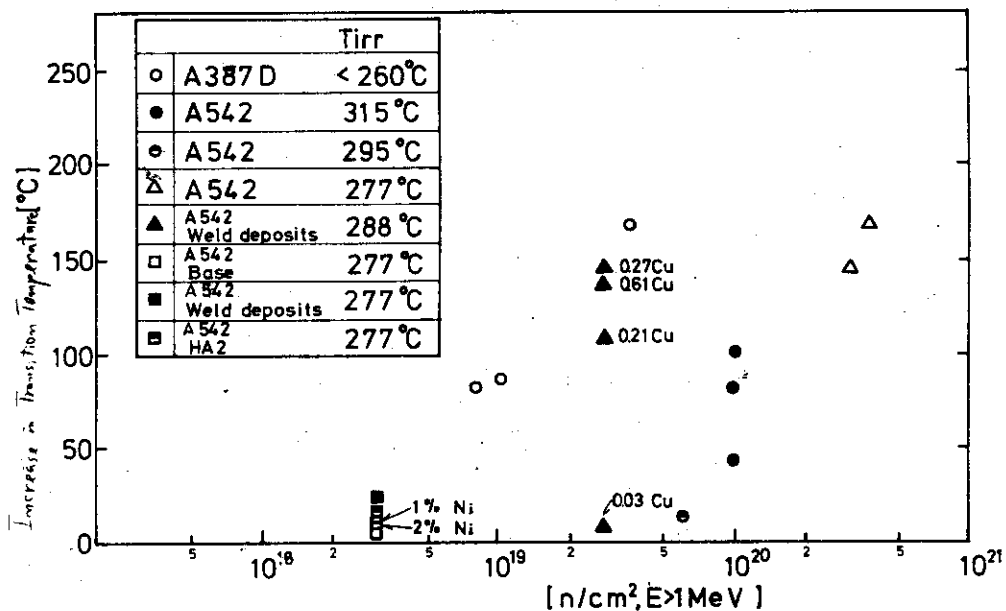


Fig. 9.9 Increase in Charpy-V transition temperature of 2 1/4Cr-1Mo steel as a function of neutron fluence.

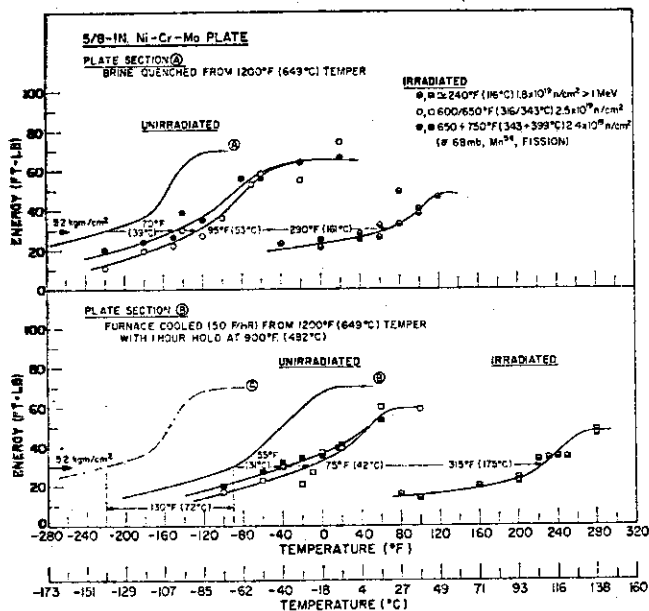


Fig. 9.10 Influence of prior temper embrittlement on the irradiation response of A543 steel at low and elevated temperatures. The preirradiation brittle-ductile transition curve for the nonembrittled condition (plate section A) is repeated in the lower figure for the temper embrittled condition (plate section B) to illustrate the 130-deg difference in preirradiation 30 ft-lb (5.2 kgm/cm<sup>2</sup>) transition temperatures 48)



## 10. 今後必要な試験研究項目

2 ¼ Cr - 1 Mo 鋼の機械的性質に関するデータは、以上に述べてきたように、使用経験もかなり多いために多量のデータが蓄積されている。しかし、この材料の原子炉材料としての使用経験は数少なく、とくに照射をうける部材としての使用例はほとんどないようである。したがって、多目的高温ガス実験炉の圧力容器用材料として使用する場合、今まで蓄積されたデータに追加して、とくに次のような項目に重点をおいて試験研究を実施する必要がある。

### 10.1 熱時効，応力時効による材料の劣化

圧力容器の寿命を 20 年間 ( $\approx 1.8 \times 10^5$  hr) とすれば、400 - 500 °C において少なくとも  $10^4$  hr 以上の熱時効，応力時効による鋼材の脆化を検討しておくことが必要であろう。

### 10.2 破壊靱性

圧力容器では、最大 160 mm 程度の厚板を用いるため、シャルピー衝撃特性のほか厚板の靱性特性を求めするのに適当な破壊靱性をしらべる必要がある。破壊靱性に関するデータは現在有効なものがきわめて少ない。

### 10.3 照射脆化

A 542 鋼材に関する 270 - 290 °C における照射データがあるのみで、SA 387 AN 材、NT 材についてはほとんどないようである。 $10^{18}$  n/cm<sup>2</sup> ( $> 0.18$  MeV) まで、 $\sim 400$  °C において照射を行い、照射後のシャルピー遷移温度の変化、引張性質の変化、破壊靱性の変化等をしらべる必要がある。

また、熱時効，応力時効と照射脆化との相乗効果も一つの問題である。

### 10.4 クリープと疲労及び照射効果

クリープと疲労についてはかなりのデータが得られているが、クリープと疲労の相互作用の問題、およびそれらに及ぼす照射効果についてはほとんど知見がなく、今後検討すべき問題として残されている。

## 11. あ と が き

2¼Cr-1Mo 鋼の機械的性質に関するデータを収録することを目標に、国内・外の諸文献を調査したが、ASMEでCode化されている鋼種を含んでいるという事情もあって、非常に膨大な文献が存在することがわかった。しかし、現在原研で研究開発中の多目的高温ガス実験炉の圧力容器鋼としてこの材料を想定したとき、必要とされる強度および靱性特性、あるいは、ある温度等の条件下での特性に関するデータは不足しているか、または不十分であることが判明した。したがって、これらは、今後、高温ガス実験炉の開発計画に対応して、研究の展開を検討していくべきものと考え、今後実験炉の圧力容器材料として是非とも必要とされるデータをとくに優先的に取得するとともに、構造設計および安全性検討の上で重要かつ必要な試験研究に項目を絞って実施していくことが必要となろう。

文献調査に際して、Naval Research LaboratoryのL.E. Steele氏、Metals Properties CouncilのSchaefer氏には、多くの文献について御教示いただいた。深く感謝の意を表したい。

## 参 考 文 献

- 1) SAN-781-228 (1977)
- 2) J.E. Bynum, F.V. Ellis, B.W. Roberts MPC-4 Chrome Moly. Steel in 1976 ASME (1976) 1
- 3) C.R. Brinkman, R.K. Williams, R.L. Klueh, and T.L. Hebble, "Mechanical and Physical Properties of 2-1/4Cr-1Mo Steel in Support of CRBRP Steam Generator Design", Paper presented at Int. Conf. on Materials for Nuclear Steam Generators, Gatlinburg, Tennessee, Sept. 9-12 (1975)
- 4) Metals Handbook, 8th Edition, Vol.1 ASM (1961)
- 5) R.C. Andrews and L.M. Kirschler, MSAR-66-174 (1966)
- 6) C.E. Jaske, B.N. Lers. MPC-1 (1975) 191
- 7) M.K. Booker, T.L. Hebble, D.O. Hobson, and C.R. Brinkman, Int. J. Pressure Vessels and Piping 5 (1977) 181
- 8) R.L. Klueh, R.E. Oakes, Jr., Trans. ASME, Oct. (1977) 350
- 9) J.F. Copeland and G.J. Licina MPC-1 (1975) 55
- 10) 勝亦正昭他 鉄と鋼 63 (1977) A 155
- 11) 門智, 中島 明, 鉄と鋼 62 (1976) S 286
- 12) T. Wada and W.C. Hagel Met. Trans. 7A (1976) 1419
- 13) 大西, 他 鉄と鋼 62 (1976) 1744
- 14) Robert Bruscato, Welding J. 49 (1970) 148-S
- 15) 中尾仁一, 山本広二 鉄と鋼 62 (1976) S 283
- 16) M. Okumura, et al. Welding J. 54 (1976) 389-S
- 17) 高石昭吾, 他 鉄と鋼 61 (1975) S 294
- 18) 金沢正午, 他 ibid 62 (1976) S 285
- 19) R.J. Klueh and D.A. Canoniw Welding J. 54 (1976) 381-S
- 20) Robert, A. Swift MPC-4 (1976) 97
- 21) R. Viswanathan Met. Trans. 2 (1971) 809
- 22) A. Joshi and D.F. Stein ASTM-STP-484 (1971) 59
- 23) 渡辺十郎, 他 鉄と鋼 61 (1975) S 726
- 24) 宮野樺太男, 他 日本製鋼所技報No 29 (1971) 1
- 25) 渡辺十郎, 村上賀国 鉄と鋼 62 (1976) S 281
- 26) 下西敬三, 他 ibid 62 (1976) 1744
- 27) 渡辺十郎, 他 ibid 63 (1977) S 272
- 28) R.M. Curran, 2-1/4Cr-1Mo Steel in Pressure Vessels and Piping (1970)

- 29) C.E. Jaske, H. Mindlin, 2-1/4Cr-1Mo Steel in Pressure Vessels and Piping, (1970) 137
- 30) 稲垣, 岡根, 中島, 溶接学会誌No 4 34 (1965) 395
- 31) 田中, 小幡 ibid No 2 38 (1969) 171
- 32) J.F. Saltsman, G.R. Halford, MPC-3 (1976) 283
- 33) R.A. Swift, H.C. Rogers, Welding J. July 54 (1976) 188S
- 34) G.V. Smith, ASTM DS6S2 (1971) 1
- 35) M.K. Booker, C.R. Brinkman, V.K. Sikka, MPC-1 (1975) 108
- 36) J.E. Bynum, F.V. Ellis, B.W. Roberts, MPC-1 (1975) 146
- 37) P. Soo, J.G.Y. Chow, BNL-NUREG-50610 NRC-8 (1977) 1
- 38) C.R. Brinkman, M.K. Booker, J.P. Strizak, W.R. Corwin Trans. ASME Ser. J, (1975) 252
- 39) V.J. Gentilicore, A.W. Pense and R.D. Stout, "Fracture Toughness of Pressure Vessel Steel Weldment", Welding J., (August 1970) 341S
- 40) J.A. Gulya and R.A. Swift, "Improved 2-1/4Cr-1Mo Pressure Vessel Steel Through Electroslag Remelting", Trans. ASME, J. of Pressure Vessel Tech., (Nov. 1976) 298
- 41) J.F. Copeland, "Influence of Sulfur Content on the Fracture Toughness Properties of 2-1/4Cr-1Mo Steel" Trans. ASME, J. of Pressure Vessel Tech., (May 1976) 135
- 42) 藤村, 古平, 薄田, 安藤 "A 542 Class 1鋼および溶接部の性能試験", JAERI-M 5297 (1973)
- 43) 喜多, 清重, 富永, "Cr-Mo鋼の破壊靱性の異方性に及ぼす非金属介在物の影響", 鉄と鋼 64 (1978) 428
- 44) 古平, 中島, 松本, "小型3真曲げ試験片による原子炉圧力容器鋼材の $J_{IC}$ 破壊靱性の評価" 鉄と鋼 64 (1978) 877
- 45) W.O. Shabbits, et al., "Heavy Section Fracture Toughness Properties of A533 Grade B Class 1 Steel", WCAP-7414 (December 1969)
- 46) 薄田, 佐納, "石油精製リアクタ用Cr-Mo鋼焼もどし脆性材の破壊靱性の評価", 鉄と鋼 64 (1978) 433
- 47) J.R. Hawthorne, E. Fortner, and S.P. Grant, Welding J. of Res. Suppl. 35 (1970) 453S
- 48) J.R. Hawthorne, E. Fortner, Trans. ASME, J. Eng. for Industry, (August 1972) 807
- 49) M. Kawasaki, T. Fujimura, K. Suzuki, et al., ASTM STP-484 (1971) 74
- 50) R.R. Hosbons and B.L. Wotton, ASTM-STP-484 (1971) 142

- 51) L.E. Steele, "Neutron Irradiation Embrittlement of Reactor Pressure Vessel Steels" IAEA Technical Report Series No.163 (1975)
- 52) 青地哲男, 下川純一, 安野武彦, 他, JAERI-M 6845
- 53) R.L. Klueh, "Effect of Carbon on 2.25Cr-1Mo Steel" (I) Micro-Structure and tensile properties, J. Nucl. Mater. 54 (1974) 41

A1. 2 1/4Cr-1Mo鋼の材料規格

2 1/4Cr-1Mo 鋼板の ASTM 規格を Table A 1.1 に示す。なお、同表の化学成分は、チェック分析値に関する規格成分範囲を示している。これからわかるように、A 387 Grade 22 と A 542 の 2 鋼種があり、規格成分範囲は同じであるが熱処理 (AN, NT 及び QT) により、前者で 2 クラス、後方で 4 クラスの強度レベルの鋼板を得ていることがわかる。

Table A 1.1 2 1/4Cr-1Mo 鋼板の ASTM 規格

規 格			熱処理	化 学 成 分							機 械 的 性 質			
Grade	Class	C		Si	Mn	P	S	Cr	Mo	耐力 (kgf/mm <sup>2</sup> )	引張強さ (kgf/mm <sup>2</sup> )	伸び (%)	絞り (%)	
A 387	22	1	Ann. 又はNT	≤ 0.15	≤ 0.50	0.27 ~0.63	≤ 0.035	≤ 0.035	1.88 ~2.62	0.85 ~1.15	≥ 21.1	42.2 ~59.8	≥ 18	≥ 45
		2	NT	"	"	"	"	"	"	"	≥ 31.6	52.7 ~70.3	≥ 22	≥ 45
A 542	22	1	QT	"	"	"	"	"	"	"	≥ 59.8	73.8 ~87.9	≥ 14	-
		2	QT	"	"	"	"	"	"	"	≥ 70.3	80.8 ~94.9	≥ 13	-
		3	QT	"	"	"	"	"	"	"	≥ 52.7	66.8 ~80.8	≥ 20	-
		4	QT	"	"	"	"	"	"	"	≥ 42.2	59.8 ~73.8	≥ 20	-

(注1) Ann. : 焼ならし

NT : 焼ならし+焼もどし

QT : 焼入れ+焼もどし

(注2) 上記規格は、ASTM, A 387-73, A 542-72 による。

## A2. 研究用 2 1/4 Cr-1Mo 鋼材仕様

## 1. 適用範囲

本仕様書は、以下の 2 1/4 Cr - 1 Mo 鋼試験材の製造仕様を規定するものである。

鋼種	品名	員数
1	Anneal 材 (160 <sup>T</sup> × 1,000 <sup>W</sup> × 250 <sup>L</sup> )	4
2	N&T 材 (160 <sup>T</sup> × 1,000 <sup>W</sup> × 250 <sup>L</sup> )	8
3	Q&T 材 (160 <sup>T</sup> × 1,000 <sup>W</sup> × 250 <sup>L</sup> )	4
4	照射試験材 (Cu = .05, P = .004)	1
5	" (Cu = .10, P = .004)	1
6	" (Cu = .05, P = .010)	1
7	" (Cu = .10, P = .010)	1

注： 上記鋼種 1～3 は鋼板厚さ 160 mm であり、原研で多目的高温ガス実験炉において設計されている厚さである。鋼種 4～7 は、熱および照射脆化に敏感な元素である銅および燐の含有量を変えたもので、鋼板厚さは 25 mm である。

## 2. 適用規格

- (1) 日本工業規格 1977 年版
- (2) ASME Boiler & Pressure Vessel Code Secti II&III. 1974 年版及び 1976 年迄 Addenda
- (3) 原研, 高温材料強度研究室 " 試験研究用, 2 1/4 Cr - 1 Mo 压力容器鋼材引合仕様書 "
- (4) TSW 仕様書  
N-7119 : 非破壊検査仕様書
- (5) ASME Boiler & Pressure Vessel Code Case 1952 - 9

## 3. 材 料

本試験材は以下の材料規格に従って製造する。

鋼種	材料規格
1	: SA 387 Gr. 22, Cl. 1
2	: SA 387 Gr. 22, Cl. 2
3	: SA 542 Cl. 1

## 4~7 : SA 387 Gr. 22, Cl. 2

## 3.1 化学成分

各試験材の化学成分は、以下の規格に従う。

## 化 学 成 分 (Wt.%)

	符号	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu	Mo	Al
規 格	1~7	.15 max.	.50 max.	.30/ .60	.035 max.	.035 max.	—	2.00/ 2.50	—	.90/ 1.10	—
目 標 値	1~3	.12/ .15	.10 max.	.45/ .55	.015*) max.	.010 max.	.20 max.	2.20/ 2.40	.12*) max.	1.00/ 1.10	.010/ .030
	4				.004				.05		
	5				.004				.10		
	6				.010				.05		
	7				.010				.10		

注1) 本表に示す規格は、取鍋分析時のものを示す。

製品分析においては、各規格 (SA 387 および SA 542) の許容変動値に従うものとする。

2) 鋼種 1~3 の試験材の P および Cu は極力少なくする。

3) 4~7 符号の目標値空欄は、鋼種 1~3 の目標値に準拠する。また P および Cu は目標値欄に記載された値をねらい製造する。

4) 上記表以外の成分で As, Sn, Sb, Co, B, V, Ti の含有量は極力少なくし、またその値を分析報告するものとする。

## 3.2 機械的性質

各試験材の機械的性質は以下を満足のこと。

## (1) 常温引張性質

性 質 \ 鋼 種	1	2	3	4~7
降伏点 (0.2%), MPa	205 以上	310 以上	586 以上	310 以上
引張強さ, MPa	415/585	517/690	725/862	517/690
伸び (G.L. 50 mm), %	18 以上	18 以上	14 以上	18 以上
絞 り, %	40 以上	45 以上	—	45 以上



## (2) 衝撃性質

参考として落重試験による NDTT 温度およびシャルピー衝撃試験による遷移曲線を作成し、報告するものとする。(衝撃値、横膨出量、脆性破面率)

## (3) 高温引張性質

400℃、450℃および500℃で試験を行ない、引張強さ、降伏点、伸びおよび絞りを報告する。

なお、降伏点については Code Case 1592 -9 の値と比較するため、ミルシート規格欄に次の値を記入のこと。

試験温度	Y. S の期待値 (Min)
400℃	183 MPa
450℃	181 MPa
500℃	172 MPa

## (4) ミルシートに記載の単位は全て SI 単位系とする。

引張強さ、降伏点 : MPa

シャルピー衝撃値 : J/cm<sup>2</sup>

## 4. 製造工程

## 4.1 製造工程

本材料の製造工程を図1および図2に示す。その概略は以下の通り。

## (1) 鋼種 1～3 の試験材

連材で圧延後切断し、各符号毎所定の熱処理を与える。その後各符号毎、開先加工、溶接およびSRを行い母材部、溶接部の確性試験を行なった後納入する。

## (2) 鋼種 4～7

各符号毎、所定成分に溶解、造魂し、荒地鍛錬した後、圧延の為各2ヶを仮溶接し圧延する。圧延後4ヶ共同熱処理を与え、各符号毎に材料試験を行ない、各個の性状を確認後、所定寸法に切断し納入する。

## 4.2 熱処理

## 4.2.1 試験材は各符号毎に次の熱処理を与えるものとする。

## (1) 鋼種 1

Anneal : 920 ± 20℃ × 3/4 hr / 25 mm → F.C. (100℃/hr)

PWHT\* : 677/695℃ × 20 hr → F.C. (50℃/hr)

## (2) 鋼種 2

N & T :  $920 \pm 20^\circ\text{C} \times 3/4 \text{ hr} / 25 \text{ mm} \rightarrow \text{W.Q.}$  $640/660^\circ\text{C} \times 3/4 \text{ hr} / 25 \text{ mm} \rightarrow \text{A.C.}$ PWHT\* :  $677/695^\circ\text{C} \times 20 \text{ hr.} \rightarrow \text{F.C.} (50^\circ\text{C/hr.})$ 

## (3) 鋼種 3

Q & T :  $920 \pm 20^\circ\text{C} \times 3/4 \text{ hr} / 25 \text{ mm} \rightarrow \text{W.Q.}$  $620/640^\circ\text{C} \times 3/4 \text{ hr} / 25 \text{ mm} \rightarrow \text{A.C.}$ PWHT\* :  $595/616^\circ\text{C} \times 20 \text{ hr.} \rightarrow \text{F.C.} (50^\circ\text{C/hr.})$ 

## (4) 鋼種 4 ~ 7

N & T :  $920 \pm 20^\circ\text{C} \times 1 \text{ hr.} \rightarrow \text{A.C.}$  $677/695^\circ\text{C} \times 20 \text{ hr.} \rightarrow \text{F.C.} (50^\circ\text{C/hr.})$ 

\* PWHT は所定の溶接後に行なうものである。

## 4.2.2 熱処理記録

加熱温度の測定および制御は、同一炉内に装入された製品のうち最高および最低となると予想される位置に熱伝対を接触させて行なう。

温度は自動記録計で記録する。

## 5. 試 験

各試験材は、4.2項に示す所定の熱処理および溶接後熱処理を与えた後、次の試験を行なう。

## 5.1 化学成分分析

取鍋分析に加えて試材余長部よりサンプルを採取し、製品分析を行なう。

分析は、母材部分および溶着金属部分について行なう。

## 5.2 機械試験

## (1) 試材採取位置

各試験材は下表に示す如き位置から試材を採取する。

鋼種 \ 位置	母 材 部	溶 接 部 (Depo.)
1	板の片端面直下1ヶ所	任意の溶接余長1ヶ所
2	板の両端面、各1ヶ所 表面から $1/4 T$ 深さの位置	同 上
3	同 上	同 上
4 ~ 7	板の片端面、1ヶ所 表面から $1/2 T$ の位置	な し

## (2) 試験項目および要領

上記の要領で採取した試材各1ヶに対し、次の機械試験を行なう。

## a. 母材部

試験	試験温度	方向	数量	試験片規格
引張試験	常温	W	2	JIS Z 2201, 14号(10φ×50G.L.)
落重試験	NTD-Tの決定	WR	3	E 208, Type P-3
シャルピー試験	遷移曲線決定	WR	18	JIS Z 2202, 4号
引張試験	400, 450, 500℃	W	各2, 計6	10φ×50 G.L.

試験	試験温度	方向	数量	試験片規格
引張試験	常温	W	2	JIS Z 2201, 14号(10φ×50G.L.)
落重試験	NDT-Tの決定	WR	8	E 208, Type P-3
シャルピー試験	遷移曲線決定	WR	18	JIS Z 2202, 4号
引張試験	400, 450, 500℃	W	各2, 計6	10φ×50 G.L.

## 5.3 冶金的試験

## (1) 結晶粒度の測定

各1ヶ所の試材からサンプルを採取し、JIS G 0551に従いオーステナイト結晶粒度を測定し報告する。

## (2) 顕微鏡組織観察

各1ヶ所の試材からサンプルを採取し、顕微鏡組織観察を行なう。腐食は2%硝酸または5%ピクラール+1%ニタールにより行ない、報告は倍率200倍の写真により行なう。

## (3) 清浄度測定

各試験材毎、母材部任意の1ヶ所よりサンプルを採取し、JIS G 0555に従い清浄度を測定報告する。

## (4) マクロ組織試験

鋼種1~3の試験材の溶接部は、任意の溶接線断面1ヶ所の全面マクロ組織試験を行なう。試験結果は写真にて報告する。

## 5.4 以上すべての試験について、その試験片位置詳細は各JSW図面の指示するところに従う。

なお、図面の指示と本仕様書とに相違が有する場合は図面が優先するものとする。

## 6. 検 査

各試験材は、納入形状にて次の破壊検査を行なう。非破壊検査要領は JSW仕様書 N-7119 に従う。

### 6.1 超音波探傷検査 (UT)

垂直法により、主表面から全体積を探傷する。これに加えて溶接部は 45°の斜角探傷を行なう。

### 6.2 放射線検査 (RT)..... 鋼種 1~3

溶接部については、6.1項の UT に加え RT を行なう。

### 6.3 磁粉探傷検査 (MT)..... 鋼種 1~3

端面および溶接部についてのみ行なう。なお、溶接開先についても溶接に先立ち、JSWの自主検査として MT 検査を行なう。

## 7. 溶 接

鋼種 1~3 の溶接は、添付溶接要領書に従って行なう。

また、溶接後処理は、4.2項の規定に従う。

## 8. 提出記録

製品納入と同時に次の記録を 3 部提出する。

- (1) 化学分析結果
- (2) 機械試験結果
- (3) 各種冶金的試験結果
- (4) 非破壊検査結果 (UT, RT, MT)
- (5) 熱処理記録 (含 SR)
- (6) 溶接記録 (各種溶接条件)

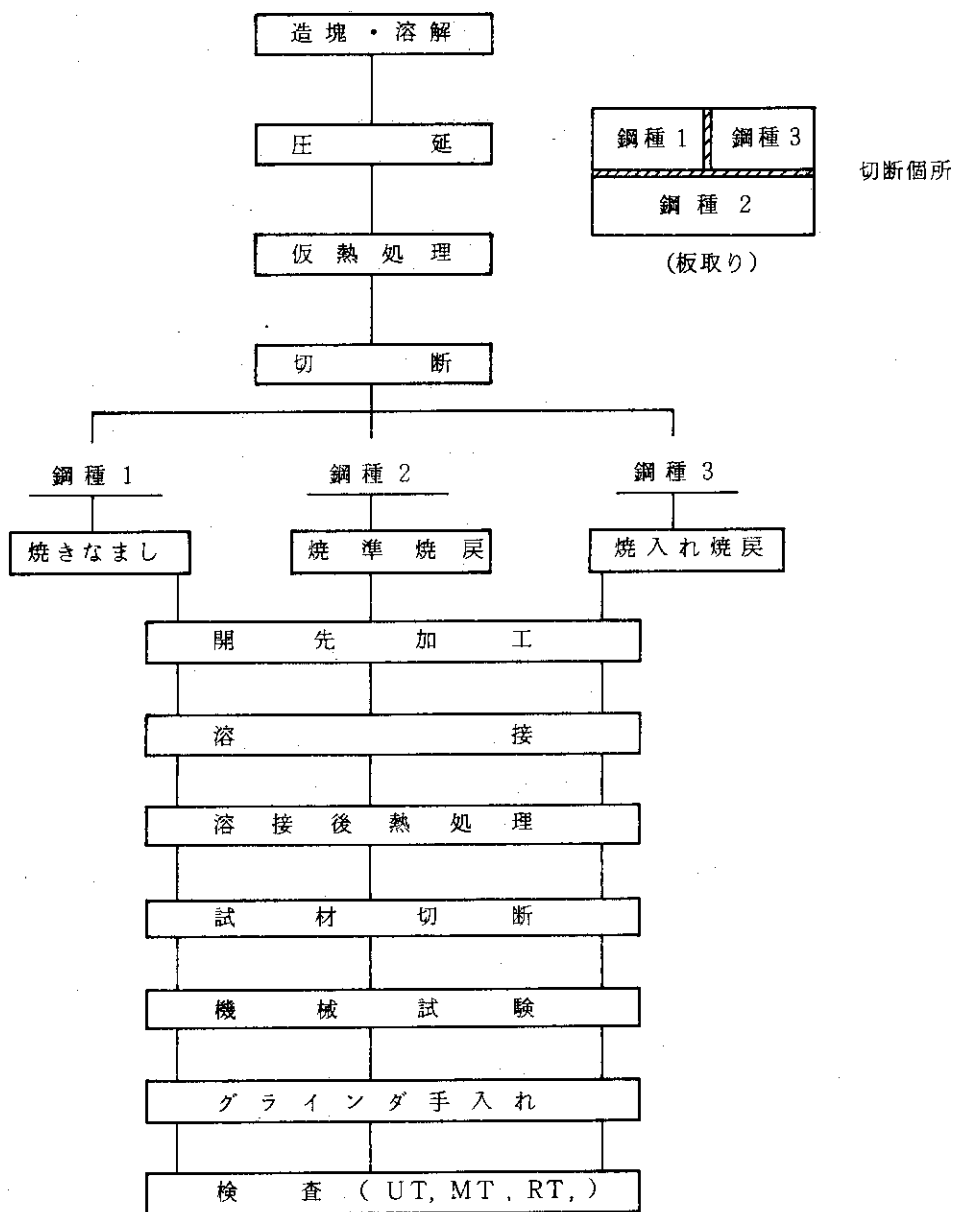


Fig. A2-1 鋼種 1~3 製造工程

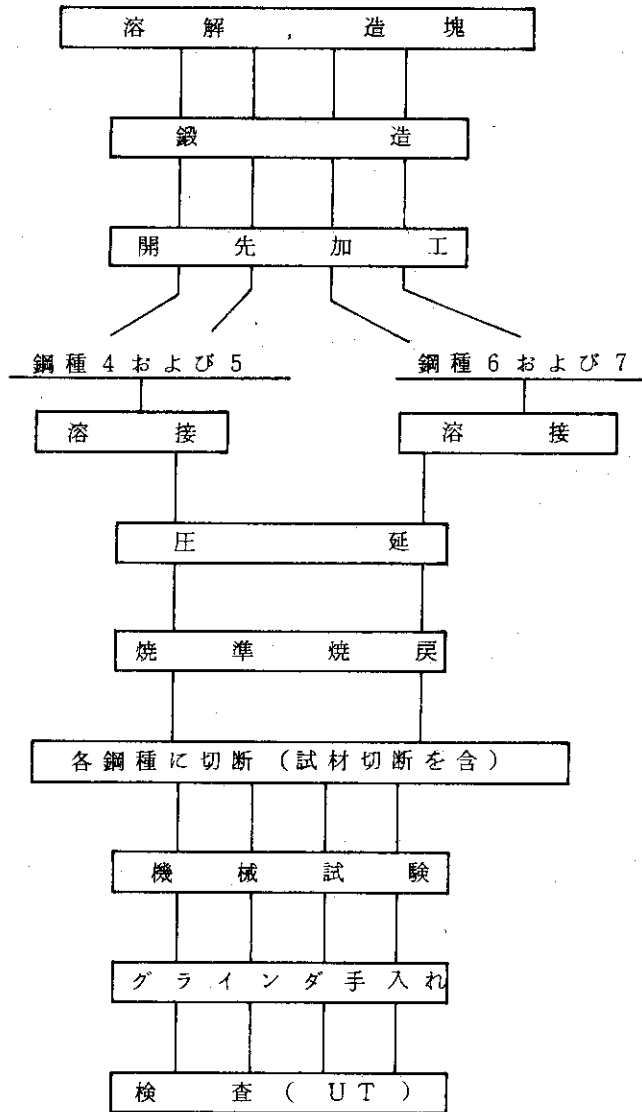


Fig. A2-2 鋼種 4~7 製造工程

Fig. A2・3 鋼種1および2の溶接試験材 (Anneal, NoT材) の製作方案書

(DFP: Detailed Fabrication Procedure)

Project :		2 ¼ Cr - 1 Mo 鋼 試 験 材		Fab. & QC Seq. No		-		
溶 接 内 容 (Description)								
溶接部名称 (Name of weld Joint)				U 開 発				
参 照 図 面	Weld No	QT No	PQT No	DWP No				
材 質 SA 387 Gr. 22 Cl. 1 (Anneal)								
溶 接 法 <input checked="" type="checkbox"/> SMAW - MA <input checked="" type="checkbox"/> SAW - AU <input type="checkbox"/> GTAW <input type="checkbox"/> GMAW								
溶 接 姿 勢 <input checked="" type="checkbox"/> F <input type="checkbox"/> H <input type="checkbox"/> V <input type="checkbox"/>								
被 覆 ア ー ク 溶 接 棒 SMAW - MA	銘 柄	CMA 106	CMA 106					
	棒 径 (mm)	4.0 φ	5.0 φ					
	ロ ッ ト 番 号							
	乾 燥 温 度 × 時 間	<input checked="" type="checkbox"/> 300 ~ 350 °C × 1 hr. min, <input type="checkbox"/> 150 ~ 200 °C × 1 hr. min						
潜 弧 溶 接 材 料  SAW - AU SAW - BA	ワイヤ	銘 柄	JS 521 A	JS 521 A				
		棒 径 (mm)	4.0 φ	4.8 φ				
		ヒ ー ト 番 号						
	フラックス	銘 柄	MF 29 A	MF 29 A				
		バ ッ チ 番 号						
		乾 燥 温 度 × 時 間	<input type="checkbox"/> 200 ~ 250 °C × 1 hr. min, <input checked="" type="checkbox"/> 150 ~ 200 °C × 1 hr. min					
TIG 溶 接 材 料  GTAW - MA	シールドガス				流 量 (ℓ/min.)			
	溶 接 棒	銘 柄				裏 ガ ス	ℓ/min.	
		棒 径 (mm)				インサート リング		
		ヒ ー ト 番 号						
予 熱 温 度	200 / 250 °C	バ ス 間 温 度	200 / 250 °C	溶 接 後 保 持 温 度 200 / 250 °C				
後 熱 処 理	685 ± 10 °C × 20 hr							
溶 接 前 検 査	<input checked="" type="checkbox"/> DT <input type="checkbox"/> PT <input checked="" type="checkbox"/> MT <input type="checkbox"/> UT <input type="checkbox"/> RT <input type="checkbox"/>							
溶 接 中 検 査	<input type="checkbox"/> DT <input type="checkbox"/> PT <input type="checkbox"/> MT <input type="checkbox"/> UT <input type="checkbox"/> RT <input type="checkbox"/>							
溶 接 後 検 査	<input type="checkbox"/> DT <input type="checkbox"/> PT <input checked="" type="checkbox"/> MT <input checked="" type="checkbox"/> UT <input checked="" type="checkbox"/> RT <input type="checkbox"/>							
溶 接 条 件	溶 接 法	層	棒 径 (mm)	極 性	姿 勢	電 流 (A)	電 圧 (V)	速 度 (mm/min)
	SMAW - MA	ル ー ト 部 ウ ラ ハ ッ リ 部	4.0 φ	AC	F	160 ± 20	25 ± 3	180 ± 50
	SMAW - MA	"	5.0 φ	AC	F	220 ± 20	25 ± 3	180 ± 50
	SAW - AU *	他	4.0 φ	AC	F	500 / 550	30 / 32	300 ± 50
	SAW - AU *	"	4.8 φ	AC	F	600 / 650	30 / 32	300 ± 50
	* SAW - AU の入熱は、42 KJ/cm以下とする。							

Fig. A2・4 鋼種3の溶接試験材 (Q & T材) の製作方案書

(DFP: Detailed Fabrication Procedure)

Project :		2 1/4Cr - 1Mo 鋼 試験材		Fab. & QC Seq. No				
溶 接 内 容 (Description)								
溶接部名称 (Name of weld Joint)				U 開 発				
参 照 図 面	Weld No	QT No	PQT No	DWP No				
材 質								
溶 接 法 <input checked="" type="checkbox"/> SMAW-MA <input type="checkbox"/> SAW-AU <input type="checkbox"/> GTAW <input type="checkbox"/> GMAW								
溶 接 姿 勢 <input checked="" type="checkbox"/> F <input type="checkbox"/> H <input type="checkbox"/> V <input type="checkbox"/>								
被 覆 ア ー ク 溶 接 棒 SMAW-MA		銘 柄	CMA 116	CMA 116				
		棒 径 (mm)	4.0 φ	4.0 φ				
		ヒ ー ト 番 号						
		乾 燥 温 度 × 時 間	<input checked="" type="checkbox"/> 300 ~ 350 °C × 1 hr. min, <input type="checkbox"/> 150 ~ 200 °C × 1 hr. min					
潜 弧 溶 接 材 料 SAW-AU SAW-BA		銘 柄	US - 542	US - 542				
		棒 径 (mm)	4.0 φ	4.8 φ				
		ヒ ー ト 番 号						
		乾 燥 温 度 × 時 間	<input type="checkbox"/> 200 ~ 250 °C × 1 hr. min, <input checked="" type="checkbox"/> 150 ~ 200 °C × 1 hr. min					
TIG 溶 接 材 料 GTAW-MA		シールドガス			流 量 (ℓ/min.)			
		溶 接 棒	銘 柄			裏 ガ ス	ℓ/min.	
			棒 径 (mm)			インサート リング		
			ヒ ー ト 番 号					
予 熱 温 度	200 / 250 °C	バ ス 間 温 度	200 / 250 °C	溶 接 後 保 持 温 度 200 / 250 °C				
後 熱 処 理	605 ± 10 °C × 20 hr.							
溶 接 前 検 査	<input checked="" type="checkbox"/> DT <input type="checkbox"/> PT <input checked="" type="checkbox"/> MT <input type="checkbox"/> UT <input type="checkbox"/> RT <input type="checkbox"/>							
溶 接 中 検 査	<input type="checkbox"/> DT <input type="checkbox"/> PT <input type="checkbox"/> MT <input type="checkbox"/> UT <input type="checkbox"/> RT <input type="checkbox"/>							
溶 接 後 検 査	<input type="checkbox"/> DT <input type="checkbox"/> PT <input checked="" type="checkbox"/> MT <input checked="" type="checkbox"/> UT <input checked="" type="checkbox"/> RT <input type="checkbox"/>							
溶 接 条 件	溶 接 法	層	棒 径 (mm)	極 性	姿 勢	電 流 (A)	電 圧 (V)	速 度 (mm/min)
	SMAW-MA	ル ー ト 部 ウ ラ ハ ッ リ 部	4.0 φ	A, C	F	160 ± 20	25 ± 3	180 ± 50
	SMAW-MA	"	5.0 φ	A, C	F	220 ± 20	25 ± 3	180 ± 50
	SAW-AU*	他	4.0 φ	A, C	F	500 / 550	30 / 32	300 ± 50
	SAW-AU*	"	4.8 φ	A, C	F	530 / 600	30 / 32	300 ± 50
	* SAW-AU の入熱は, 42 KJ/cm とする。							



- 手順
1. 開先加工および開先部 MT 検査
  2. Fit-up および予熱
  3. ①および②の溶接
  4. 裏ハッキリ
  5. ③の溶接
  6. SR

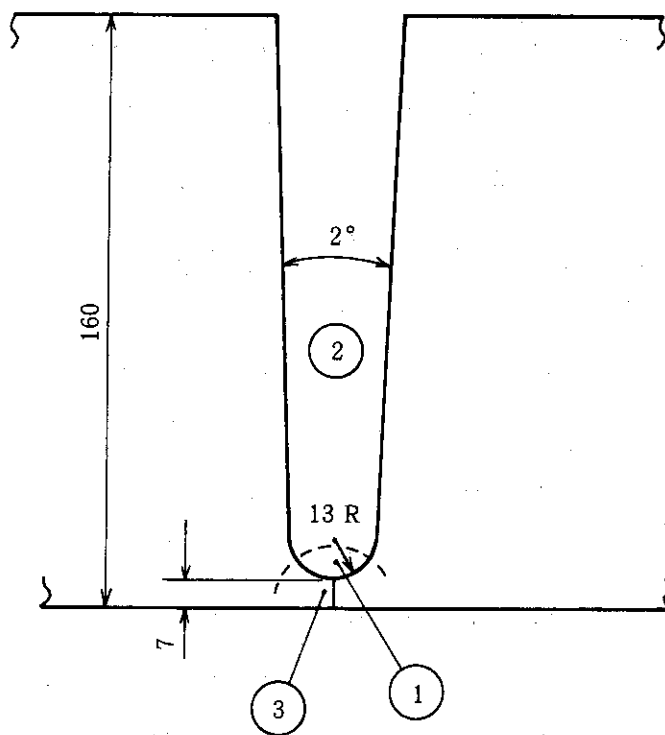


Fig. A2・5 鋼種 1～3 の溶接手順

54)

## A3. 多目的高温ガス実験炉圧力容器の使用条件

(1) 設計状態	設計寿命	1.75×10 <sup>5</sup> hr (20年, 100%稼働率)	
	設計圧力	45.0kg/cm <sup>2</sup> ・g	
	設計温度	440°C	
(2) 通常状態	運転圧力	40.8kg/cm <sup>2</sup> ・g	
	運転温度	400°C	
	最大温度変化率(ガス)	+0.33°C/min -0.5°C/min	
	最大中性子照射量	3.8×10 <sup>18</sup> (E≥0.1 MeV, 80%稼働率)	
(3) 変動状態	最大圧力	40.8kg/cm <sup>2</sup> ・g以下	
	最高温度	400°C以下	
	最大温度変化率(ガス)	-10°C/min	
	変動状態回数	520回	
(4) 緊急状態	最大圧力	43kg/cm <sup>2</sup> ・g	
	最高温度	445°C(ガス温度)	
	最大温度変化率(ガス)	+5°C/min -4.4°C/min	(単一制御棒の引抜) (2重管内管破断)
	緊急状態回数	40回	
(5) 損傷状態	最大圧力	46kg/cm <sup>2</sup>	
	最高温度	445°C(ガス温度) 約550°C(常圧, 後備冷却系作動)	
	最大温度変化率(ガス)	+5°C/min -80°C/min	(1対制御棒逸出) (配管の大破断)