
2-1/4Cr-1Mo 鋼の高温強度を及ぼす Al,Si および γ 結晶粒度の影響

Effects of Al,Si,and Austenite Grain Size on Elevated Temperature Strength of 2-1/4Cr-1Mo Steel

佐藤 信二(Shinji Sato) 小野 寛(Yutaka Ono)

要旨：

高温圧力容器に多用される 2-1/4Cr-1Mo 鋼の、Al,Si 含有量を変えて試験溶製し、焼きならし後焼きもどしおよび S.R 処理の条件を調節して常温引強さを約 60kgf/mm² にそろえた試験材の高温引張強度およびクリープ破断強度は、常温強度の影響を補正すると、0.02%までの Al および粒度番号 3.6~8.1 間のオーステナイト結晶粒度には影響されない。Si を 0.1% 以下に低下させると、500℃以上の高温引張強さ、および Larson-Miller パラメータが 20~20.5×10³ 以下の範囲でのクリープ破断強度は、それぞれ 2~6kgf/mm² 増大する。したがって、Si 含有量を減らし、Al 脱酸により γ 結晶粒を微細化することにより、良好な常・高温特性および耐焼もどし脆化特性を持った 2-1/4Cr-1Mo 鋼の製造が可能である。

Synopsis：

Short-time tensile tests and creep rupture tests have been carried out on specimens with different Al and Si contents and with different austenite grain sizes. Room-temperature tensile strength of the specimens was adjusted to be about 60kgf/mm² by the selection of normalizing, tempering and stress-relieving conditions. It has been shown that Al and austenite grain size have little effect on both elevated temperature tensile strength and creep rupture strength if the effect of variation in room temperature tensile strength is corrected. By reducing Si content from 0.4% to below 0.1%, both tensile strength at temperatures higher than 500℃ and creep rupture strength in the range of Larson-Miller's parameter less than 20~20.5×10³ increase by 2~6kgf/mm². Therefore, 2-1/4Cr-1Mo steel, superior in both mechanical properties at room and elevated-temperatures and resistance to temper embrittlement, can be obtained by the lowering of Si content and refining austenite grain with the addition of Al.

(c)JFE Steel Corporation, 2003

2¼Cr-1Mo鋼の高温強度に及ぼすAl, Si, およびγ結晶粒度の影響

Effects of Al, Si and Austenite Grain Size on Elevated Temperature
Strength of 2¼Cr-1Mo Steel

佐藤 信二*
Shinji Sato

小野 寛**
Yutaka Ono

Synopsis:

Short-time tensile tests and creep rupture tests have been carried out on specimens with different Al and Si contents and with different austenite grain sizes. Room-temperature tensile strength of the specimens was adjusted to be about 60kgf/mm² by the selection of normalizing, tempering and stress-relieving conditions.

It has been shown that Al and austenite grain size have little effect on both elevated temperature tensile strength and creep rupture strength if the effect of variation in room temperature tensile strength is corrected. By reducing Si content from 0.4% to below 0.1%, both tensile strength at temperatures higher than 500°C and creep rupture strength in the range of Larson-Miller's parameter less than 20~20.5 × 10³ increase by 2~6kgf/mm².

Therefore, 2¼Cr-1Mo steel, superior in both mechanical properties at room and elevated-temperatures and resistance to temper embrittlement, can be obtained by the lowering of Si content and refining austenite grain with the addition of Al.

1. 緒 言

2¼Cr-1Mo鋼は高温圧力容器などに多用され、500°C前後で使用されることが多いため、常温での強度および靱性だけでなく、高温引張強度およびクリープ破断強度の高いことが要求される。また最近では製造時の加熱あるいは高温での使用中の靱性の低下、いわゆる焼もどし脆化の抑制が、装置の安全性、耐久性の観点から大きく取上げられている。

常温靱性の向上には、焼入性を高めて初析フェライトの析出を抑えることおよびAl添加による旧オーステナイト粒径（以下γG.S.と略す）の微細化が有効であることが広く知られている。

また、焼もどし脆化に関しても広範な研究が行われ、その機構の詳細については不明な点も多いが、P, Sn, Sb, Asなどの不純物元素のγ粒界への偏析によるという点で一致しており、これらの元素の低減がはかられている¹⁾。それと同時にSi含有量の低減²⁾やγG.S.の微細化³⁾も有効であることが見出され、当社の現時点での焼もどし脆化耐策は、転炉-LRF工程の採用による上記不純物元素の低減と、Al脱酸によるγG.S.の微細化および低Si化に基づく2次的な効果とを骨子としている。

しかし、高温強度という観点からは、これらの対策は以下のような問題点を含んでいる。

(1) Siはフェライト鉄に対する有効な固溶強化元素であり⁴⁾、常温ならびに400°C程度までの短時間

* 技術研究所特殊鋼研究室主任研究員
〔昭和54年12月20日原稿受付〕

** 技術研究所特殊鋼研究室室長

高温引張強度を高める。クリープ破断強度に関するデータは少ないが、同様な効果が予想される。

(2) Alが炭素鋼の低温・短時間のクリープ破断強度を低下させることはよく知られており、Nの固定によるとされている⁵⁾。Cr-Mo系低合金鋼でも炭素鋼ほどではないが同様の悪影響が見出され、Alによる炭化物の凝集・粗大化の促進効果⁶⁾あるいは結晶粒微細化効果⁷⁾に基づくなどの説明がなされている。

(3) γ G.S.の効果については、十分理解されているとはいえないが、炭素鋼⁸⁾、低合金鋼⁹⁾、オーステナイト鋼¹⁰⁾などで、 γ G.S.が大きいほどクリープ強度が高いことが報告されている。しかし、とくに低合金鋼の場合は、 γ G.S.を変化させる処理により、炭化物の固溶状態、さらには試験時の組織変化も影響を受ける懸念がある。この点に関して、佐藤ら¹¹⁾はCr-Mo鋼を用い、オーステナイト化（以下 γ 化と略す）条件と焼もどし挙動の関係を調べている。それによれば、焼もどし時の炭化物析出挙動は、 γ 化時のCrの分布の均一性によって大きな影響を受け、Crの分布が均一であるほど焼もどし時の炭化物は微細になる結果、焼もどし硬さが上昇する。彼らは、 γ 化時のCrの分布の均一化が γ 相中でのCrの拡散に支配されることを考慮して、次式で表わされる γ 化パラメータ（以下 P_γ ）を提唱し、 γ 化時のCrの分布の均一度および焼もどし硬さが、このパラメータによりよく整理できることを示している。

$$P_\gamma = \log t_\gamma - 19\,840/T_\gamma$$

ここで T_γ : γ 化温度(K)

t_γ : 保持時間(min)

このことは、 P_γ を一定にすることにより、 γ G.S.を変化させる処理によるクリープ破断試験時の組織変化への影響を、ある程度除くことができることを意味すると考えられる。

以上のように、常温靱性および耐焼もどし脆化特性改善対策としてのAl添加による γ G.S.の微細化および低Si化は、高温強度に対して好ましくないようであるが、必ずしも明確になっているとはいえない。

本報告では、焼ならし-焼もどした2 $\frac{1}{4}$ Cr-1Mo鋼の高温引張強度およびクリープ破断強度に及ぼ

すAl、Siおよび γ G.S.の影響を、 P_γ 一定の条件で調べた結果をまとめる。

2. 実験方法

Table 1 に示す Al 添加量の異なる通常 Si 材 (No. 1 および 2) ならびに低 Si 材 (No. 3 および 4) 各 2 ヒート 計 4 ヒートの 50 kg 鋼塊を高周波溶解炉で真空溶解し、熱間鍛造および圧延により厚さ 16 mm の板とした。焼ならし条件は各供試材共通の条件として 950°C×1h を選んだが、供試材 No. 3 については以下の予備実験結果に基づいてさらにいくつかの条件を選び、 γ G.S. および P_γ を独立に変化させた。

すなわち、供試材 No. 1 および 3 を、900°C ~ 1150°C で 10 min ~ 96 h 加熱後、 γ G.S. を測定した。その結果を P_γ で整理して Fig. 1 に示す。供試材 No. 1 では 900°C 加熱材が小粒径側にややずれることをのぞいては両者の関係は 1 本の曲線では表されるのに対し、供試材 No. 3 では 900°C、950°C ~ 1100°C および 1150°C の 3 本の曲線にわかれる。すなわち、供試材 No. 3 については、 γ G.S. と P_γ を独立に変化させることが可能である。供試材 No. 3 におけるこのような結晶粒成長挙動は、加熱時の AlN の析出および固溶挙動に基づくものと考えられる。なお、焼ならし処理にあたっては、冷却条件をそろえるために、所定の温度で所定の時間保持後 900°C までが冷し、10 min 保持後空冷した。

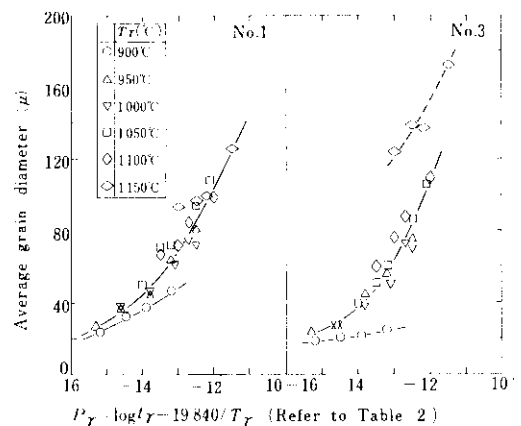


Fig. 1 Average grain diameter of prior austenite as a function of austenitizing parameter, P_γ , for materials, Nos. 1 and 3

Table 1 Chemical compositions of the materials used (wt%)

No.	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Al _{tot}	N _{total}
1	0.12	0.40	0.56	0.008	0.006	0.19	0.19	2.29	1.01	<0.001	0.0068
2	0.12	0.40	0.56	0.008	0.008	0.20	0.20	2.28	1.06	0.013	0.0068
3	0.12	0.07	0.55	0.007	0.005	0.19	0.19	2.30	1.00	0.009	0.0065
4	0.11	0.07	0.56	0.008	0.010	0.20	0.20	2.26	1.05	0.019	0.0065

以上の焼ならし条件をTable 2にまとめた。950°C×1h焼ならし材($P_\gamma = -14.4$)では γ G.S. No. 7.2~8.4が得られている。また供試材No. 3については、950°C×15minから900°C×100hの焼ならしにより、 γ G.S. No. 8.1~8.4で、 P_γ を-15.0から-13.1に変化させ(試料記号A, BおよびC)、900°C×100hから1150°C×15minの焼ならしにより、 $P_\gamma \approx -13.0$ で γ G.S. No. を8.1から3.6まで変化させた(試料記号A, DおよびE)。

焼もどしおよび応力除去焼ならし(以下S.R.と略す)の条件については、高温引張強度およびクリーブ破断強度は常温強度にも依存する¹²⁾ので、予備実験により、各試料についてT.S. $\approx 60 \text{ kgf/mm}^2$ の得られる条件として、Table 2に併記した条件を選んだ。高Si材(供試材No. 1および2)は焼もどしおよびS.R.温度 $T(\text{K})$ 、保持時間 $t(\text{h})$ を用いて表される常用の焼もどしパラメータ $\text{T.P.} = T(20 + \log t) \times 10^{-3}$ として20.2をとることができたが、

低Si材は19.6~19.8しかとれなかった。この差は焼入れ性および固溶強化に対するSiの影響に起因すると考えられる。なお、S.R.温度は680°C一定としたが、試料記号3Aについては保持時間を3hに短縮せざるを得なかった。Photo. 1および2に各試料の組織を示す。いずれもほぼ均一なベイナイト組織となっている。

以上の試料から圧延方向に平行に削り出した試片を用い、常温引張試験、衝撃試験およびクリーブ破断試験を行った。また、950°C×1h焼ならし材については、400°~600°Cで短時間高温引張試験も行った。常・高温引張試験は、平行部直径6mm、標点間距離30mmの突起付試片を用い、オートグラフにより、JIS G 0567に準じて行った。衝撃試験は2mmVノッチフルサイズシャルピー試片を用いて行い、破面遷移温度(以下 vT_s と略す)を求めた。また、クリーブ破断試験は、平行部直径6mm、標点間距離30mmの試片を用い、JIS Z

Table 2 Heat treatment of the specimens

Material No.	Specimen No.	Normalizing *	P_γ ***	γ G.S. No.	Tempering *	S.R. **	T.P.
1	1	950°C×1h	-14.4	7.3	730°C×1h	680°C×5h	20.2
	2			7.2			
3	A	900°C×100h	-13.1	8.1	680°C×1h	680°C×3h	19.6
	B	950°C×15min	-15.0	8.4		680°C×5h	19.8
	C	950°C×1h	-14.4	8.2			
	D	1000°C×5h	-13.1	6.4			
	E	1150°C×15min	-12.9	3.6			
4		950°C×1h	-14.4	8.4			

* Cooled in the air

** Cooling rate : 48°C/h

*** $P_\gamma = \log t_\gamma - 19840/T_\gamma$

T_γ : Normalizing temperature (K)

t_γ : Holding time (min)

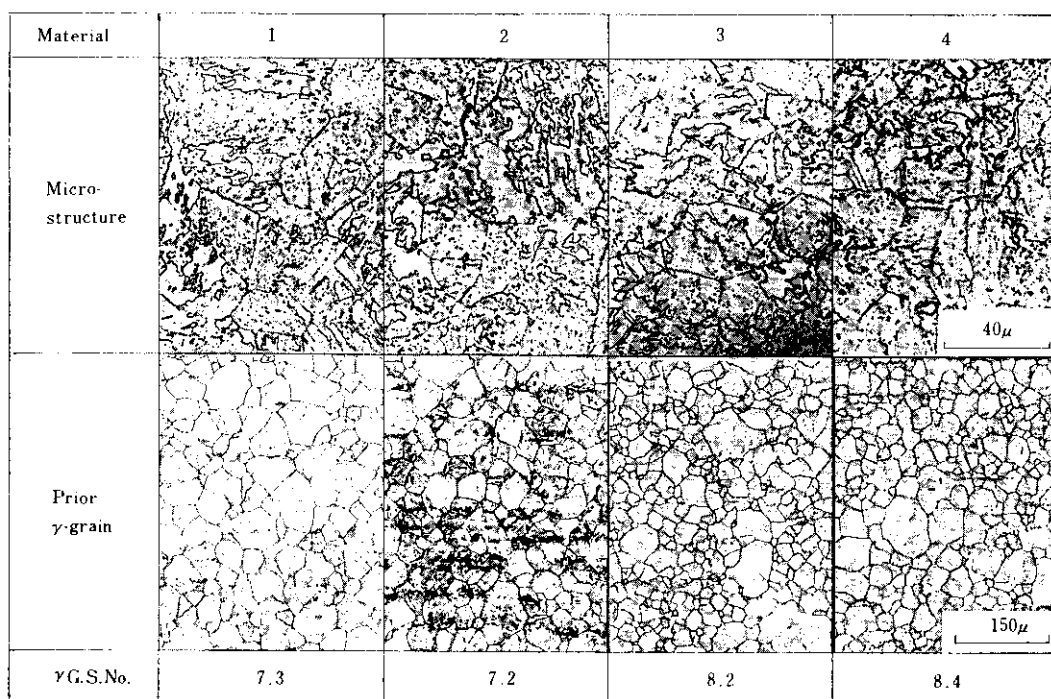


Photo. 1 Photomicrostructure of the specimens normalized at 950°C for 1h and then tempered and stress relieved

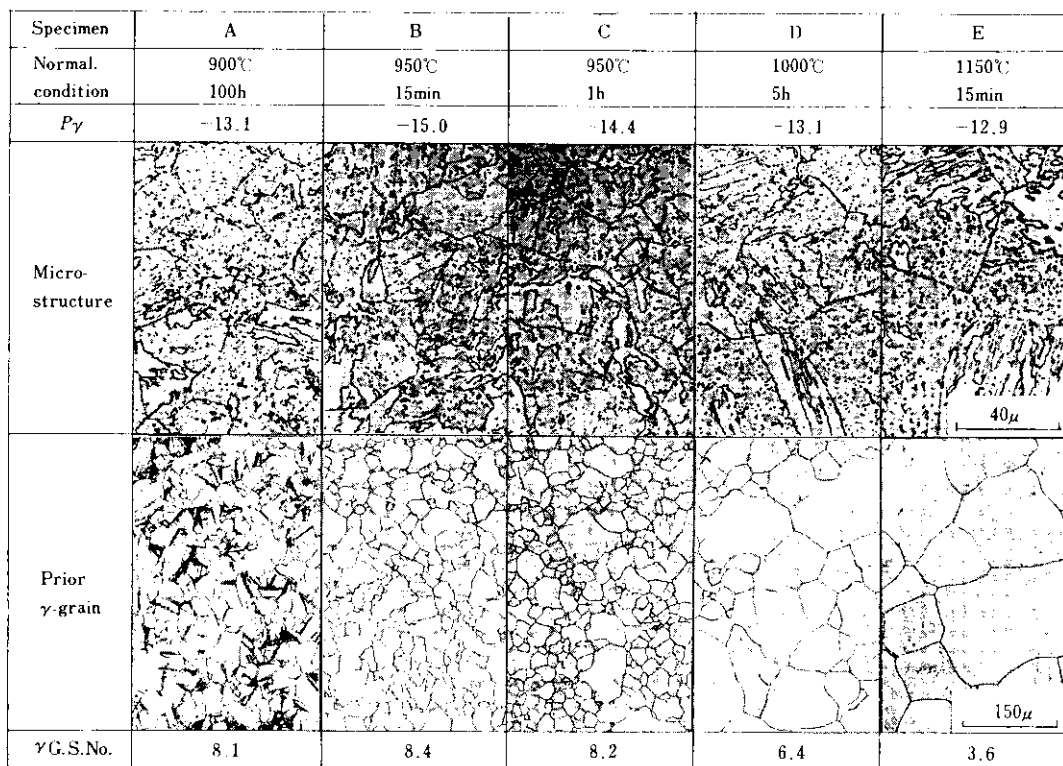


Photo. 2 Photomicrographs showing the difference in microstructure and prior austenite grain size between the specimens of material No.3 with different normalizing conditions

2272に従って500°~650°Cで行った。さらにクリップ破断試片の一部については、試験後光学顕微鏡および電子顕微鏡（抽出レプリカ法）による組織観察を行った。

3. 実験結果

3-1 常温引張および衝撃特性

Table 3に常温引張および衝撃特性をまとめた。前述のように、いずれもT.S. $\approx 60\text{kgf/mm}^2$ を目標としたが、実際には58.0 kgf/mm^2 （供試材No. 4）~61.6 kgf/mm^2 （供試材No. 2）3.6 kgf/mm^2 の範囲にばらついた。 vT_s は強度に関係なく、低Si材は高Si材に較べて20°~30°C低い。また γ G.S.が大きくなるにつれて vT_s が高くなる傾向が明瞭に認められるのに対し、 P_y の影響は小さい。

3-2 高温引張強度

Fig. 2に、950°C×1h焼ならし材について的高温引張試験結果を示す。常温における高Si材と低Si材のT.S.の差は、高温になると小さくなり、600°Cではわずかではあるが逆転している。一方Alに関してはそのような傾向は認められない。0.2%P.S.についても同様の傾向はあるが、T.S.ほど明瞭ではない。

なお、常温T.S.の低い供試材No. 4の、400°Cおよび450°CにおけるT.S.は、ASME Code Sec. VIII, Div. 1の許容応力値の4倍として算出された目標値よりやや低いが、常温T.S.の調整により高

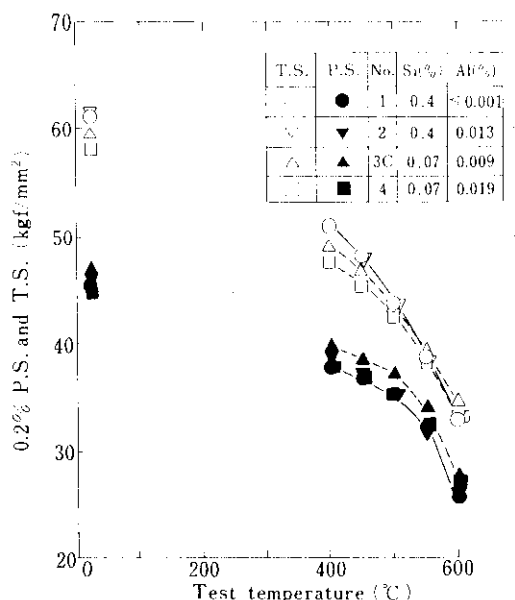


Fig. 2 Temperature dependence of tensile strength and 0.2% proof stress for the specimens normalized at 950°C for 1h

めることができると考えられる。

以上の結果から、高温T.S.に及ぼすAlおよびSiの影響をさらに明確にするために、Alについては供試材No. 1と2および3と4の差を、Siについては供試材No. 2と3および2と4の差を、それぞれ温度に対してプロットし直してFig. 3に示す。Alに関しては、高Si材も低Si材も温度によらずほぼ一定の差を示している。すなわち、600°Cまでの高温T.S.に対してAlはほとんど影響を与えず、常温T.S.の差が600°Cまでは維持されたと解される。一方、Siに関しては、低Si材の供試

Table 3 Tensile properties at room temperature and impact transition temperature

Material No.	Specimen No.	0.2% P.S. (kgf/mm ²)	T.S. (kgf/mm ²)	El. (%)	R.A. (%)	vT_s (°C)
1		45.3	61.1	24	75	-20
		46.1	61.6	25	75	-25
3	A	45.2	59.0	23	80	-53
	B	47.9	60.4	24	80	-61
	C	47.0	59.6	21	79	-56
	D	48.2	61.3	23	80	-31
	E	48.9	61.3	23	79	25
		44.6	58.0	22	75	-40

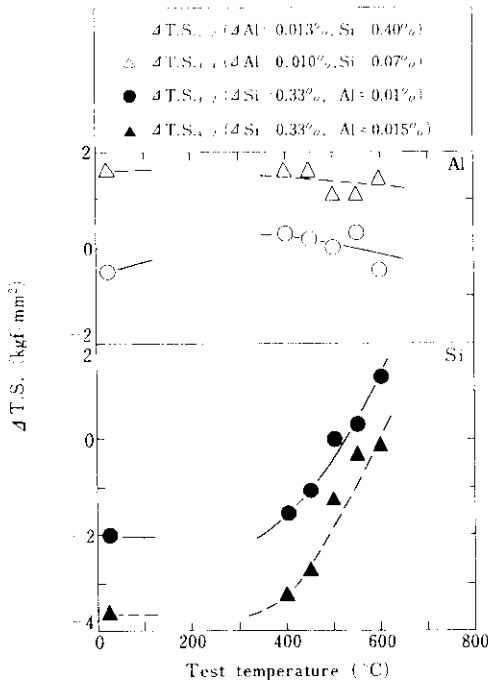


Fig.3 Effect of test temperature on the difference of tensile strengths between several specimens caused by the difference of Si or Al content

材 No. 3 は高 Si 材の供試材 No. 2 に較べて常温 T.S. が約 2 kgf/mm^2 低い、温度が上昇するにつれて両者の差は小さくなり、約 500°C では同一強度

になり、 600°C では逆に約 1.3 kgf/mm^2 高くなっている。同様に供試材 No. 4 は供試材 No. 2 に較べて常温 T.S. が約 3.5 kgf/mm^2 低い、 600°C ではほぼ同一強度になっている。このように、Si 含有量が減ると高温 T.S. は高くなるが、その効果は高温ほど著しい。また常温 T.S. の差は高温ではやや小さくなるが 600°C まで維持されることが明らかである。ASME Code に関して問題となるのは 400°C ~ 450°C での T.S. であるが、以上の結果から、この温度範囲での低 Si 化の効果は比較的小さく、むしろ常温 T.S. を上げることが有効である。

3.3 クリープ破断特性

3.3.1 Si および Al 含有量の影響

Fig. 4 に $950^\circ\text{C} \times 1\text{h}$ 焼ならし材の 500°C ~ 550°C におけるクリープ破断曲線を示す。最長約 6300h までのデータではあるが、 500°C 、 550°C および 600°C の短時間側で低 Si 材 (供試材 No. 3 および 4) の破断強度が高いことが明瞭である。しかし、 600°C で 5000h 以上になると供試材間の破断強度の差はほとんどなくなる。Fig. 5 は、試験温度 $T(\text{K})$ 、破断時間 $t_r(\text{h})$ を用い、Fig. 4 のデータおよび破断絞りを Larson-Miller のパラメータ $P_{LM} = T(20 + \log t_r)$ によって整理したものである。(以下これをマスターラブチャー曲線と記す)。 $P_{LM} = 20.7 \times$

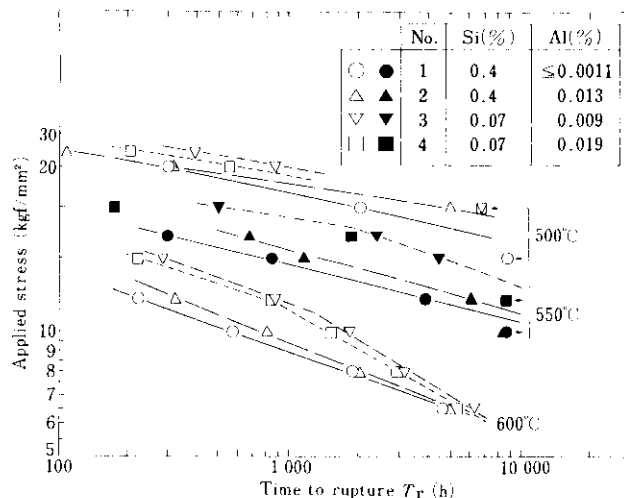


Fig.4 Creep rupture curves for the specimens normalized at 950°C for 1h

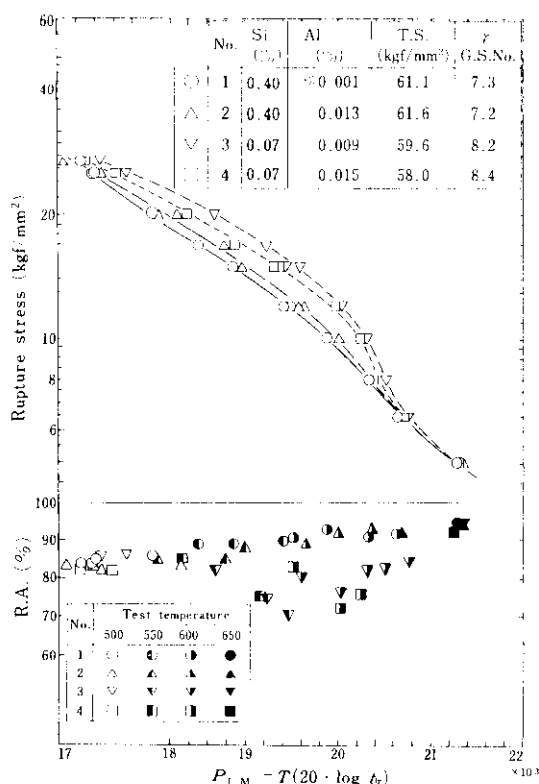


Fig.5 Rupture stress and reduction of area as a function of Larson Miller's parameter for the specimens normalized at 950°C for 1h ($P_T = -14.4$)

10^3 (550°Cおよび600°Cでそれぞれ150 000hおよび5 000hに相当する)以下では、低Si材のほうが破断強度の高いことが明瞭である。一方破断伸びは、 $P_{L.M.} \approx 18.5 \sim 21 \times 10^3$ の範囲で低Si材のほうがやや低い値を示しているが、70%以上あるので問題ない。

クリープ破断強度に及ぼすAlおよびSiの影響を明確にするために、高温T.S.の場合と同様、Alについては供試材No.1と2および3と4の差を、Siについては供試材No.2と3および2と4の差を、 $P_{L.M.}$ に対してプロットし直してFig.6に示す。また図中には常温T.S.の差も示した。Alに関しては、低Si材も高Si材も、 $P_{L.M.} \approx 20 \times 10^3$ まではクリープ破断強度が常温強度とほぼ同じ差を示しており、高温T.S.と同様クリープ破断強度もAlの影響を受けず、むしろ常温強度の影響を受けているものと解される。この結果は、一見従来の結果⁸⁾と反するようであるが、行俊ら⁷⁾が述

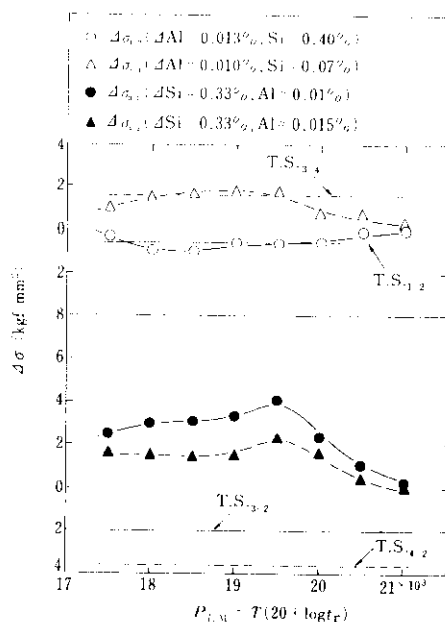


Fig.6 Relation of Larson-Miller's parameter, $P_{L.M.}$, and the difference, $\Delta\sigma$, of creep rupture strength between several specimens, in consideration of the difference of Si or Al content

べているように、従来の結果がAlそのものの影響というより、Alの添加による結晶粒径の効果を調べていると解されることを考慮すれば、従来の結果と矛盾しない。一方Siに関しては、 $P_{L.M.} \approx 17.5 \sim 20 \times 10^3$ の範囲で、供試材No.2(高Si材)に較べて供試材No.3および4は、それぞれ2.5~4kgf/mm²および1.5~2.2kgf/mm²高い破断強度を示している。常温T.S.がそれぞれ2kgf/mm²および3.6kgf/mm²低いことを考慮すると、Si低減の効果はどちらの場合も約4.5~6kgf/mm²となり、見かけ以上に大幅である。

以上のように、常温では低Si材は高Si材より強度が低い、温度が上がるにつれてその差が小さくなり、500~600°Cでは高Si材より高くなる。クリープ破断強度は、500°C短時間でも低Si材のほうが高い。高温引張試験とクリープ破断試験では荷重負荷方式が異なるが、高温引張試験における試験時間はクリープ破断試験における破断時間に対応するものとみなして $P_{L.M.}$ を計算し、マスターラプチャー曲線上にプロットすると、Fig.7のようになる。同一試料についてのデータは、1本の曲線で表すことができる。すなわち、高温引張

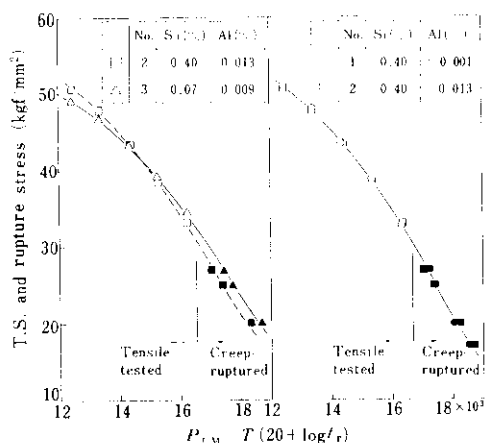


Fig. 7 Tensile strength at elevated temperatures and creep rupture stress as a function of Larson-Miller's parameter, P_{LM} (The parameter for each elevated temperature test is calculated from test temperature and duration of test.)

試験結果とクリープ破断試験結果は、Larson-Miller パラメータを用いることにより、ある程度まで同等にあつかうことができる。

3.3.2 オースタイト結晶粒度の影響

γ G.S.を8.1から3.6まで変化させた供試材No. 3のマスターラプチャー曲線をFig. 8に示す。 P_γ は-13.0と一定にした。 γ G.S.が大きい試料ほどクリープ破断強度が高くなっているが、図中に記したように γ G.S. No.=8.1の試料Aは他に較べて常温T.S.が2.3kgf/mm²低い。そこで、試料AとBおよびAとCの、クリープ破断強度の差と常温T.S.の差を比較してFig. 9に示す。クリープ破断強度の差は常温強度の差より0~1kgf/mm²小さく、実験誤差を考慮すれば、 γ G.S.はクリープ破断強度にほとんど影響しないといえる。この結果はこれまでの多くの結果⁸⁻¹⁰⁾と一致しない。これに関連して注目されるのは、 γ G.S.が大きくなると $P_{LM} \approx 18.5 \sim 21 \times 10^3$ の範囲で破断延性が著しく低下することである。たとえば、 $P_{LM} \approx 19.4 \times 10^3$ (550°C, ~4 000hに相当する) のとき、 γ G.S. No.=8.1, 6.4および3.6の試料の破断伸びはそれぞれ75, 45および35%となっている。

3.3.3 オーステナイト化パラメータの影響

γ G.S. No.を8.1~8.4と一定にし、 P_γ を-13.1

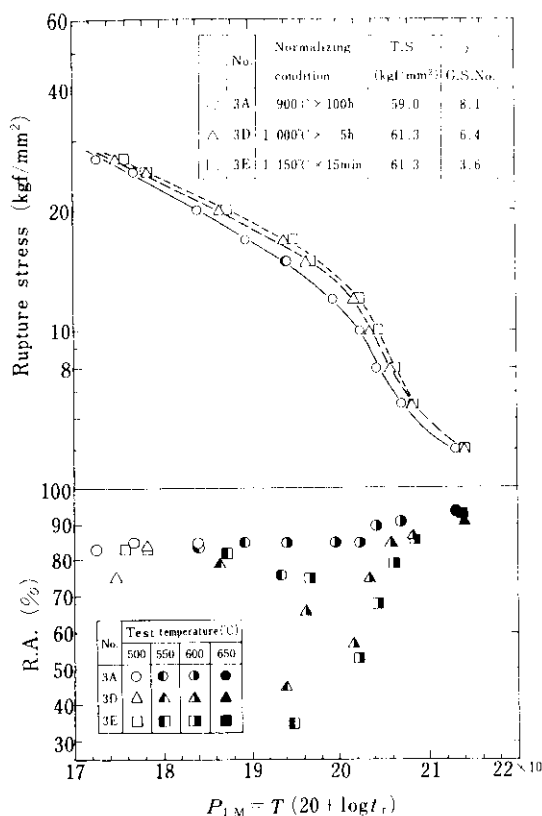


Fig. 8 Rupture stress and reduction of area as a function of Larson-Miller's parameter for the specimens of material No.3 with different austenite grain sizes ($P_\gamma = -13.0$)

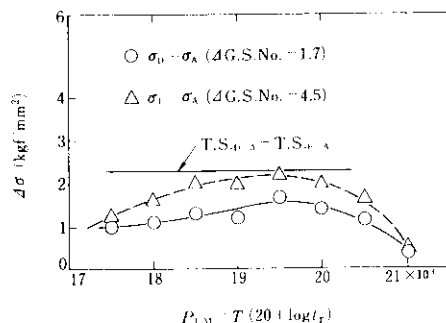


Fig. 9 Relation of Larson-Miller's parameter, P_{LM} , and the difference, $\Delta\sigma$, of creep rupture strength of different specimens of material No.3, in consideration of the difference of austenite grain sizes

から-15.0まで変化させた供試材No. 3の、マスターラプチャー曲線をFig. 10に示す。 P_γ の小さい試料のほうが、やや高いクリープ破断強度を示す

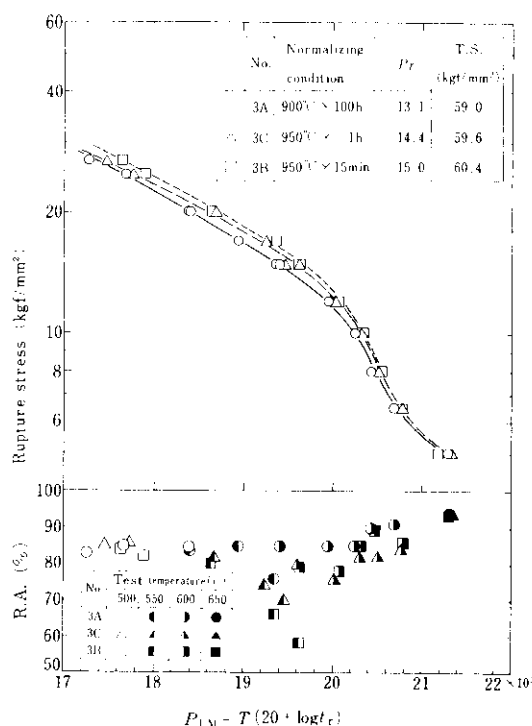


Fig. 10 Rupture stress and reduction of area as a function of Larson-Miller's parameter for the specimens of material No. 3 with different P_T values (γ G.S.No. -8.1~8.4)

ともに、 $P_{LM} \approx 18.5 \sim 21 \times 10^3$ での破断延性は低下している。しかし、これらの試料も常温T.S.に差があるので、試料AとBおよびAとCのクリーブ破断強度の差および常温T.S.の差を比較してFig. 11に示す。いずれも、 $P_{LM} \approx 18 \sim 20 \times 10^3$ の範囲ではクリーブ破断強度と常温T.S.の差が実験誤差の範囲で一致しており、各試料間のクリーブ破断強度の差は P_T によるものではなく、常温T.S.の差によるものと判断される。

4. クリーブ破断強度に関する考察

4-1 Si含有量の影響について

本実験において、Si含有量を0.1%以下に低減することにより、500°C以上での高温引張強度、および $P_{LM} \leq 20 \times 10^3$ の範囲でのクリーブ破断強度が、数kgf/mm²上昇することが明らかになった。

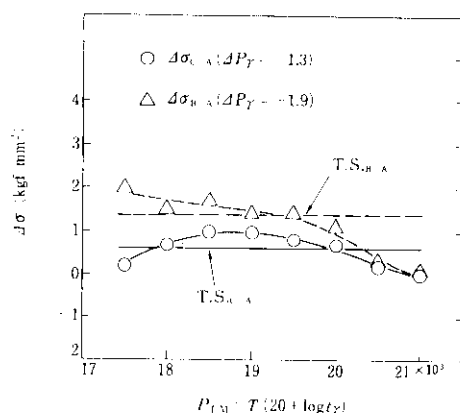


Fig. 11 Relation of Larson-Miller's parameter, P_{LM} , and the difference, $\Delta\sigma$, of creep rupture strength of different specimens of material No. 3, in consideration of the difference of austenitizing parameter, P_T

クリーブ破断強度に及ぼすSiの影響に関する報告は少なく、0.7Cr-0.8Mo鋼についてGlen¹³⁾が、0.5Cr-0.8Mo-0.3V鋼について出口ら¹⁴⁾が、また1Cr-Mo-V鋼についてTuら¹⁵⁾が報告しているにすぎない。いずれも数温度各1応力あるいは1温度短時間の試験のみであり、明確な結論は得られていない。

Photo. 3に、供試材No. 1 (0.4Si) およびNo. 3 (0.07Si-0.009Al) の、950°C × 1h焼ならし材の550°Cおよび600°Cクリーブ破断後の試片の、平行部における炭化物分布を示す。炭化物は、粒内に微細に析出した針状の M_2C と、粒内および粒界に存在する粗大な棒状あるいは粒状炭化物（多くは $M_{23}C_6$ と同定された）から成るが、高Si材は550°C, 841h ($P_{LM} = 18.9 \times 10^3$)ですでに M_2C の密度が非常に減少しているのに対し、低Si材では、550°C, 4319h ($P_{LM} = 19.5 \times 10^3$)ではもちろんのこと、600°C, 1819h ($P_{LM} = 20.3 \times 10^3$)でもかなりの密度を保っている。写真の例はSi量だけでなくAl量も異なるが、0.02%のAlを含む2½Cr-1Mo鋼の高Si材および低Si材の間でも、全く同様の違いが認められている¹⁶⁾。 $P_{LM} \leq 20 \times 10^3$ における本鋼種のクリーブ破断強度は M_2C の析出によると考えられる¹⁷⁾ので、本実験における低Si材と高Si材のクリーブ破断強度の違いは、現象的には M_2C 炭化物の挙動の違いに起因するものと考えられる。

Cr-Mo鋼焼もどし中の炭化物の変化は複雑であ

材での M_2C 炭化物の安定化の一因は、焼ならし組織の変化に求められるが、十分な理解のためには、Cr, Moの拡散速度への影響を通じた炭化物の変態速度そのものへの効果など、幅広い検討が必要であろう。

4・2 オーステナイト結晶粒度の影響について

低合金鋼のクリープ破断強度に及ぼすγG.S.そのものの影響を調べた報告は少ないが、Alの影響を調べた報告^{6,7)}の多くは、Alの影響そのものというより、Al含有量によるγG.S.の変化、およびそれともなう炭化物析出形態の変化を調べたものと考えられる。たとえば行俊ら⁷⁾は、焼鈍した0.5Mo鋼ないし2½Cr-1Mo鋼について、クリープ破断強度に及ぼすAlおよびNの影響を調べ、1%以上のCrを含むCr-Mo鋼では、焼鈍状態ですでにNがAlN, CrNとして100%固定されていること、およびクリープ破断強度はむしろαG.S.(したがってγG.S.)と正の相関を示すことを報告している。これに反し、本実験によれば、 P_T を一定としたうえで、常温T.S.の効果を補正すると、クリープ破断強度はγG.S.にほとんど依存しないが、破断延性はγG.S.が大きくなると劣化するという

結果が得られた。**Photo.4**に示すように、γG.S.の増大にともなう破断延性の低下は、結晶粒の著しい変形の結果生ずる粒界ボイドの発生とその合体から、ほとんど結晶粒の変形をともなわない粒界クラックの発生および進展への、破断様式の変化によるものである。

クリープ破断強度は、一様な変形だけでなく、複雑な破壊過程も含むパラメータである。最近JonesとPilkington²⁰⁾は、フェライトとベイナイトの混合組織を持つ0.5Cr-0.5Mo-0.25V鋼について、クリープクラックの進展に及ぼすフェライト量およびγG.S.の影響を調べ、フェライト量が少なく、またγG.S.の大きい方がクラック進展速度の大きいことを見出している。

以上の点を考慮すると、本実験の対象とした試料はほぼ均一なベイナイト組織から成るため、とくにγG.S.が大きい場合にはクリープクラックの進展が速くなり、破断延性が低下する結果、たとえば行俊らのフェライト+パーライト組織の場合とは異なる結果となったものと解される。

以上のように、常温靱性および耐焼もどし脆性向上対策としての、Al添加によるγG.S.の微細化および低Si化は、高温クリープ特性をも向上させ

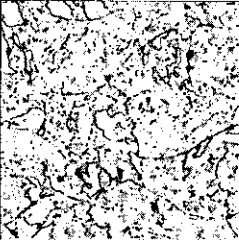
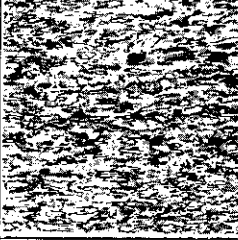
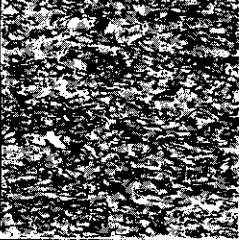
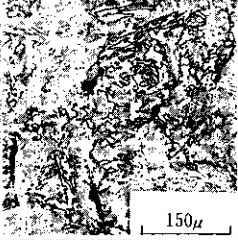
Specimen data	No.3A, $P_T=-13.1$ γ G.S.No.=8.1	No.3C, $P_T=-15.0$ γ G.S.No.=8.4	No.3E, $P_T=-12.9$ γ G.S.No.=3.6
Parallel portion			 40μ
Near the fractured tip			 150μ
Creep rupture data	550°C, 15kgf/mm ² $t_r=3$ 207h, E1.=27% $P_{L,M}=19.35 \times 10^3$, R.A.=76%	550°C, 17kgf/mm ² $t_r=3$ 166h, E1.=25% $P_{L,M}=19.34 \times 10^3$, R.A.=66%	550°C, 17kgf/mm ² $t_r=4$ 756h, E1.=18% $P_{L,M}=19.49 \times 10^3$, R.A.=35%

Photo. 4 Examples of microstructure of creep-ruptured specimens of material No.3, showing the smaller amount of grain deformation at fracture in the specimen with larger grain size

ることが明らかとなった。ただし、Fig. 12からもわかるように、Siの低減はSiの固溶強化作用を弱めるとともに、焼入性をやや低下させる。したがって、板厚が増してT.P.-20.5を越えるような焼もどし、S.R.処理が要求される場合には、常温ならびに400°~450°CにおけるT.S.の確保が問題となる。この対策としては、C, Cr, Mo含有量の調整あるいは、耐S.R.割れ性を損なわない範囲でのV, Nb等の添加が挙げられる。

このような考えに基づいて、LD-LRF (ASEA-SKFプロセス) 工程により、厚さ100mmの低Si-Al脱酸2 $\frac{1}{4}$ Cr 1Mo鋼板を製造し、確性試験を行った結果をFig. 13に示す。常温強度・靱性、耐焼もどし脆化特性だけでなく、クリーブ破断強度も従来の高Si材に較べて優れていることを確認し

た。

5. ま と め

高温圧力容器に多用される2 $\frac{1}{4}$ Cr-1Mo鋼の高温強度に及ぼすAl, Siおよび γ 結晶粒度の影響を明らかにするために、Al, Si含有量を変えた試験溶製材について、焼ならし条件を変えてオーステナイト化パラメータおよび γ 結晶粒度を独立に変化させたうえで、焼もどしおよびS.R.条件を調節して常温引張強さをほぼ60kgf/mm²に調整した試料を作成し、400°~600°Cでの高温引張試験および500°~650°Cでのクリーブ破断試験を行った。結果は以下のとおりである。

- (1) 高温引張強度、および $P_{L.M} \leq 20.5 \times 10^3$ でのクリーブ破断強度は、常温引張強度の影響を受ける。
- (2) γ 結晶粒度を一定にし、常温引張強度の影響を補正すると、0.02%までのAlは、高温引張強度およびクリーブ破断強度にはほとんど影響しない。
- (3) オーステナイト化パラメータを一定にし、常温引張強度の影響を補正すると、G.S. No. 8.1~3.6の範囲での γ G.S.の変化に対し、クリーブ破断強度はほとんど変化しないが、 γ G.S.が大きくなると破断延性が大幅に低下する。
- (4) γ 結晶粒度を一定にし、常温引張強度の影響を補正すると、オーステナイト化パラメータを-13.1~-15.0の範囲で変化させても、クリーブ破断強度はほとんど変化しない。
- (5) Si含有量を0.10%以下にすると、500°C以上での高温引張強度、および $P_{L.M} \leq 20 \sim 20.5 \times 10^3$ でのクリーブ破断強度は、2~6kgf/mm²増大する。
- (6) 以上の結果から、低Si材でAl脱酸により γ 結晶粒を微細化することにより、良好な常・高温特性および耐焼もどし脆化特性を持った2 $\frac{1}{4}$ Cr-1Mo鋼の製造が可能である。

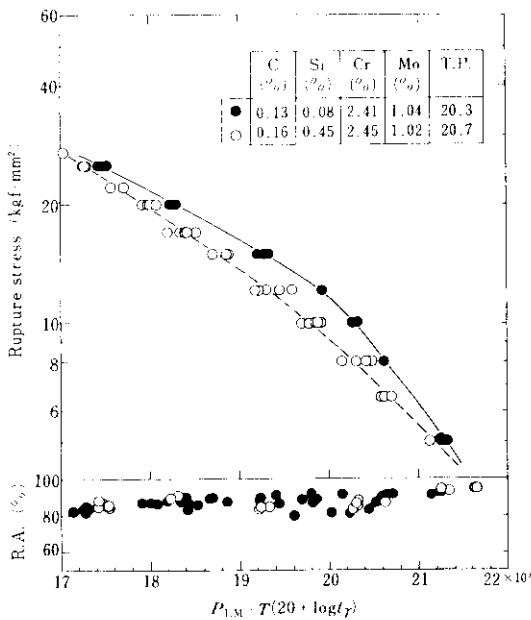


Fig. 13 Rupture stress and reduction of area as a function of Larson-Miller's parameter for commercial steel with low and high Si content

参 考 文 献

- 1) たとえば、ASTM STP No. 407 "Temper Embrittlement in Steels", (1968), [ASTM]
- 2) 井上, 山本: 日本金属学会1977年秋期大会講演予稿集, (1977年10月), 126
- 3) たとえば、川崎製鉄(株)技術資料 "2 $\frac{1}{4}$ Cr 1Mo鋼の焼もどし脆化", (昭和52年12月)
- 4) 邦武: "鉄鋼における変態と析出", 日本金属学会, 1968, 99
- 5) 三好, 岡田: 鉄と鋼, 53 (1967) 10, 1254

- 6) 耳野, 木下, 井原: 耐熱金属材料委員会研究報告, 11 (昭和45年) 2, 215 (日本学術振興会耐熱金属材料第123委員会)
- 7) 行俊, 西田: 住友金属, 25 (1973) 1, 35
- 8) H.C.Cross and J.G.Lowther: Proc.ASTM, 40 (1940) 1, 125
- 9) A.E.White and C.L.Clark: Trans ASM, 22 (1934) 4, 1069
- 10) C.L.Clark and J.W.Freeman: Trans.ASM, 38 (1947) 1, 148
- 11) 佐藤, 狩野, 榎並, 船越: 鉄と鋼, 63 (1977) 10, A153
- 12) R.Viswanathan: Metals Tech., 1 (1974) 6, 284
- 13) J.Gleu: J.Iron Steel Inst., 158 (1948) 1, 37
- 14) 出口, 中島: 鉄と鋼, 46 (1960) 7, 762
- 15) L.Tu and B.Seth: Proc.8th Intern. Forgemasters Meeting
- 16) 佐藤, 小野, 野口: 未発表データ
- 17) 行俊, 西田: 鉄と鋼, 59 (1973) 8, 1113
- 18) R.G.Baker and J.Nutting: J.Iron Steel Inst., 193 (1959) 3, 257
- 19) 熊田, 上屋: 耐熱金属材料委員会研究報告, 7 (昭和41年) 1, 1 (日本学術振興会耐熱金属材料第123委員会)
- 20) C.L.Jones and R.Pilkington: Met. Trans., 9A (1978) 6, 865