高張力鋼溶接熱影響部における再熱割れの研究*

渡辺 健彦**, ワレン F. サベジ***

A Study of Reheat Cracking in Weld Heat-Affected Zone of High Strength Steel*

by Takehiko Watanabe** and Warren F. Savage***

A mechanism and some factors to cause a reheat cracking in HAZ of high strength steel weldment were examined and discussed, using a T-1 type of steel.

The following results were obtained in this study.

- (1) The reheat cracking in HAZ can be induced by both a segregation of impurities and a precipitation of carbides of secondary hardening elements at grain boundaries. In particular, the effect of a grain boundary precipitation is predominant in case of T-1 type of steel HAZ.
- (2) It is likely that the influence of carbides precipitated at grain boundaries on the reheat cracking susceptibility appears through a decohesion at grain boundary and a lowering of a deformability or a ductility at grain boundary because of an intense interaction between dislocations and carbides.
- (3) The effects of a segregation of impurities and a precipitation of carbides at grain boundary on the reheat cracking phenomenon were able to be represented schematically.

1. 緒 言

高張力鋼の溶接熱影響部に発生する応力除去に伴う割れ(再熱割れ)に関する研究はこれまでに多数行われており、多くの知見が得られている。再熱割れの発生機構を説明する考え方としては、i) $P^{1-3)}$ $S^{4,5)}$ などの不純物の粒界偏析に起因する焼戻し脆化説と、ii) 二次硬化元素の析出に伴う粒内強化説⁶⁾の2つが大勢を占めている。しかし、いまだ未知な点も多々残されている。

本研究は、従来から再熱割れ感受性が高いとされている T-1 タイプの鋼と、比較的再熱割れ感受性の小さい 80 kgf/mm² 級の鋼を供試材として実験を行い、再熱割れの発生機構について検討を行った。特に、再熱割れ感受性に及ぼす、不純物の粒界偏析の影響と二次硬化元素の析出の影響を分離する熱サイクルを用いて、これら二要因の影響割合について検討した。

2. 供試材ならびに実験方法

供試材には、80 kgf/mm² 級高張力鋼の A 鋼 (T-1 タイプ) と B 鋼を用いた。その化学成分および機械的性質を Table 1 に示す。試験片は Fig. 1 に示すような丸棒状

であり、(a)は応力が低い場合に、(b)は応力が高い場合(約 50 kgf/mm² 以上)に用いた。実験は全てグリーブル試験機によって行った。熱影響部再現のための熱サイクルを Fig. 2 (a)に示す。ピーク温度1350℃まで5秒間で加熱した後、800℃から500℃を約12秒で冷却した。この冷却条件で、組織はマルテンサイトと中間段階組織の混合組織となった。再現熱影響部は Fig. 2 の(b), (c)と(d)に示すような I, II, III 熱サイクルに従って加熱、負荷された。Fig. 2(b) の I 熱サイクルは応力除去熱処理用として用いられた。つまり、所定の引張荷重を負荷した状態で 200℃まで10分間で加熱して、その後 200℃/hr の割合で 600℃まで徐々に加熱を行って、試験片が破断する温度を測定した。600℃までに破断しない場合には、600℃から恒温保持を行い、破断までの保持時間を測定した。Fig. 2(c) の II 熱サイクルは再熱割れに対する不純物の粒界偏析の影響を取り除くために用いた。所定の引張荷重を負荷した状態で200℃から 200℃/hr の割合で加熱して行き、I 熱サイクル下で生じた破断温度より約15℃低い温度 (T_1) に到達した時点で2秒間で除荷して5秒間で680℃まで加熱し、1分間の恒温保持を行った。その後、最初の温度 ($T_2=T_1$) に5秒間で戻して、2秒間で再負荷を行い、加熱を続行して、破断温度等を測定した。また、再熱割れに対する二次硬化元素の析出の影響を取り除くために Fig. 2(d) の III 熱サイクルを用いた。I 熱サイクルによる加熱に先立ち、無荷重下で680℃に2

*原稿受付 昭和57年5月12日(昭和57年度春季全国大会にて発表)

**正 員 金属材料技術研究所 Member, National Research Institute for Metals

*** レンズラー工業大学 Rensselaer Polytechnic Institute

Fig. 3 Result of rupture tests under various thermal cycles

ここで、

$$\int_{T_1}^{T_1+\Delta T} \exp(-Q/RT) dT \approx \Delta T \times \exp(-Q/RT_1)$$

となることから、結局 (3)式から、

$$\Delta T \approx a \times t$$

となる。

3.1 I 熱サイクルの場合

この場合の破断試験結果をA鋼は○印で、B鋼は□印で示す。応力除去焼鈍処理に使われたI熱サイクルの結果を見ると、ある一定温度に対する両鋼の破断応力を比較することによって、T-1タイプのA鋼の方がB鋼よりも全体的に破断応力が低くなっており、A鋼の再熱割れ感受性が高いことが判る。

3.2 II熱サイクルの場合

緒言でも述べたように、再熱割れを引き起こす要因の一つに、Pなどの不純物元素が応力除去焼鈍中にオーステナイト粒界へ偏析して起こる焼戻し脆化現象が考えられる。そこで、この焼戻し脆化の再熱割れ感受性への影響度合を調べるために、II熱サイクルを用いて実験を行った。焼戻し脆化現象は可逆性を有していることから、II熱サイクル下で加熱を行い、この可逆性を利用して脱焼戻し脆化を企てた。なお、焼戻し脆化の可逆性については沢田ら^{8,9)}によって詳細に研究されており、例えば、あらかじめステップクール法で脆化させた3.5 Ni-Cr-Mo-V鋼においては、660℃の温度で5秒間の加熱保持で90%以上の脱脆化が起こることが示されており、また、温度が高い程、その脱脆化の速度は大きくなる。本実験の場合は、680℃で60秒間の加熱保持を行っていることから、II熱サイクルに従って680℃に加熱されるまでに焼戻し脆化が起っても、680℃に60秒間の加熱保持を行うことによって脱脆化が起こり、不純物の粒界偏析はほぼ消失しているものと考えられる。その確認のために、本研究では、粒界での微量不純物の偏析を検

出するとされているピクリン酸飽和水溶液と10%塩化第二鉄水溶液と塩酸の混合液に界面活性剤を添加した腐食液を用いた。A鋼について、約30 kgf/mm²の応力下でI熱サイクルによって約560℃まで加熱して、急冷した試料とII熱サイクルによって約550℃まで加熱して行き、そこから680℃に加熱し60秒間保持した後に急冷した試料を、双方とも室温で上述の腐食液に15秒間浸漬し腐食した際の顕微鏡組織をFig. 4に示す。(a)はI熱サイクルの場合で(b)はII熱サイクルの場合の組織である。オーステナイト粒界の腐食状態に顕著な差異が見られる。(a)のI熱サイクルの場合にはオーステナイト粒界が腐食されており、不純物元素の粒界偏析が生じていることが予想される。一方、(b)に示したII熱サイクルの場合にはオーステナイト粒界が腐食されていないことから、不純物の粒界偏析が消滅していることが予想される。なお、ピクリン酸水溶液系腐食液はPなどの粒界偏析の様子を知る上で有用な腐食液であることが最近の詳細な研究から明らかにされている^{10,11)}。

Fig. 4 Photomicrographs of the specimens heated under I thermal cycle (a) and under II thermal cycle (b). ($\times 450$) Etchant consists of saturated picric acid solution, 10% solution of ferric chloride and hydrochloric acid with wetting agent.

II熱サイクル下で加熱した場合の破断試験の結果はFig. 3中に●印(A鋼)と■印(B鋼)で示されている。両鋼とも、I熱サイクルの場合よりも高い破断応力を示しており、応力除去焼鈍過程で生じていると考えられる不純物元素の粒界偏析現象は再熱割れ感受性に明らかに影響していることが判る。その影響の度合は、破断応力の上昇度から判断して、A鋼とB鋼ではあまり大きな差

異はないものと予想された。

3.3 III熱サイクルの場合

再熱割れを引き起こすもう一つの要因として、二次硬化元素の析出が考えられるが、再熱割れ感受性に対する二次硬化元素の析出の影響度を調べるためにIII熱サイクル下で加熱実験を行った。応力除去熱処理を行う前に680℃に2時間の加熱保持を行って、二次硬化元素を析出させ、応力除去焼鈍中に析出物を粗大化させることによって、再熱割れ感受性に対する二次硬化元素の析出の影響を低減させた。III熱サイクル下で加熱した場合の析出炭化物の状態を薄膜による透過電子顕微鏡で観察した結果を Fig. 5 に示す。(a)はIII熱サイクル下で約590℃で破断した場合で(b)はI熱サイクル下で約598℃で破断した場合である。III熱サイクル下の加熱によって、炭化物が球状・粗大化して分布が粗になっている様子が観察される。写真ではセメントライトが明瞭に見られ、他の二次硬化元素の析出炭化物は明瞭には観察されていないが、

Fig. 5 Transmission electron microscopic structures of thin foils of the A steel specimens tested under I thermal cycle and III thermal cycle. (a): ruptured at about 590°C under III thermal cycle (b) and (c): ruptured at about 598°C under I thermal cycle

セメントライト以外の二次硬化元素の炭化物もIII熱サイクル下の加熱によって、セメントライトと同様に球状・粗大化しているものと思われる。なお、I熱サイクル下で加熱を行った場合の炭化物の析出は Fig. 5(c) に示すように、主にマルテンサイトのラス境界およびオーステナイト粒界部に見られた。また、析出炭化物の同定を行うべく、電子線回折を行ったが、きれいな回折格子を組むことはできず、正確な炭化物の同定はできなかった。しかし、A鋼では Fe_3C 、 Mo_2C 、 Cr_7C_3 と V_4C_3 を示すと思われる回折斑点が得られ、又B鋼では Fe_3C 、 Cr_7C_3 と Mo_2C を示すものと思われる回折斑点が得られた。

III熱サイクル下で行った破断試験結果は Fig. 3 中に○印(A鋼)と■印(B鋼)で示されている。III熱サイクル下の加熱によって、両供試鋼の場合とも破断応力が上昇しているが、その上昇度合には両鋼間で大きな差異が見られる。A鋼の場合の上昇度合は大きく、II熱サイクル下の加熱による上昇度合の約2~3倍となっている。一方、B鋼においてはIII熱サイクル時の破断応力の上昇度合はII熱サイクル時のそれとあまり大差はない。このことから、T-IタイプのA鋼の再熱割れ感受性に対して二次硬化元素の析出が大きく影響していることが判る。

なお、Fig. 2(a)の熱サイクルを付与したままの再現熱影響部での不純物の粒界偏析は非常にわずかであることが報告されている⁴⁾ので、III熱サイクル下の加熱の際に生じる不純物の粒界偏析量とI熱サイクル下の加熱の際に生じるそれとの間には大差がないものと考えた。

4. 考察

4.1 硬さの変化と断面収縮率

Fig. 6 に破断試験後の室温での硬さ試験の結果を示す。測定部は破断面から約0.3mm離れており、約30箇所の平均硬さを示す。I熱サイクル時のA鋼の結果(○印)を見ると、約550℃から560℃の温度で急激な硬さの上昇が観察されて、明瞭な二次硬化が生じていることが判る。B鋼の場合には、A鋼の場合ほど明瞭な二次硬化は見られないが、破断試片の薄膜透過電子顕微鏡観察の結果、B鋼中の炭化物の析出量がA鋼より少なかったことから首肯できる。

Fig. 7 に破断後の試験片の断面収縮率と温度あるいは保持時間の関係を示す。断面収縮率の変化の相は Fig. 6 の硬さの変化とよく対応しており、AとB両鋼の場合とも、硬さの上昇に伴って断面収縮率が顕著に小さくなる。図中の測定値近傍の添字は、破断試片の断面を金属顕微鏡で100倍の倍率で観察した際に115×50mmの視野内で見られるW型のクラックの数を示す。Fig. 8 に

Fig. 6 Vickers hardness of the specimens after rupture under various thermal cycles

Fig. 7 Reduction in area vs. rupture temperature or holding time to rupture at 600°C

Fig. 8 Typical wedge type of crack observed in B steel specimen ruptured at 550°C under I thermal cycle (×60)

W型クラックの典型例を示す。これは、約 550°C で破断した B 鋼に見られた例で研磨のままである。Fig. 7 に見られる数字から判るように、B 鋼の場合には、I、II、III 熱サイクルのいずれの場合にも W 型クラックが発生しているのに対して、A 鋼の場合には、III 熱サイクルの場合と I 熱サイクル時の約 550°C より低い温度範囲内においてのみ W 型クラックが観察されたが、それ以外の II 熱サイクル時および I 熱サイクル時の 550°C より高い温度範囲においては、W 型クラックはほとんど発生しなかつ

た。W 型クラックの発生傾向と断面収縮率の間にかなり良い相関が認められ、また、断面収縮率と硬さの変化の間にも良い相関性があることから、結局、W 型クラックの発生傾向は硬さ変化と密接に関係しており、つまり、炭化物の析出現象と密接に関係していることが予想される。

4.2 再熱割れと活性化エネルギー

Fig. 3 に示した破断試験結果を、縦軸に破断応力の対数を取り、横軸に破断温度 ($T^{\circ}K$) の逆数 (600°C からの破断までの保持時間は温度に換算した) をとって整理すると、Fig. 9 に示すようになる。log σ と $1/T$ との間には直線関係が見られる。

Fig. 9 Relation between log σ and $1/T$

クリープ破断の研究から、応力 (σ) と破断までの時間 (t_r) の間には次式が成立する¹²⁾。

$$t_r = A_0 \exp(Q/RT) \sigma^{-n} \quad \dots\dots(1)$$

ここで、 A_0 : 定数、 Q : 活性化エネルギー、 n : 応力指数、 R : ガス定数

(1)式を変形すると、

$$\ln \sigma = 1/n \times \ln A_0/t_r + (Q/nR)1/T \quad \dots\dots(2)$$

となる。本実験法の場合には、 $t_r \approx 0$ と見なせることから、(2)式の右辺の第一項は定数として取扱われる。

Fig. 9 に見られるように、A 鋼の場合、I 熱サイクル時の直線の勾配が約 555°C を境に異なっており、また、III 熱サイクル時の直線の勾配はやや小さくなって、B 鋼の I、II、III 熱サイクル時の直線の勾配とほぼ同じになっている。そこで、(2)式を用いて、各直線の勾配から A と B 両鋼の各熱サイクル下での割れの活性化エネルギーを算出すると Table 2 に示すようになる。ここで、 $n=4.3$ とした。この値は供試材の化学成分に近い鋼材のクリープデータ^{13,14)} から求めた。なお、 n の値は試験温度が低くなると大きくなる傾向にあるが、ここでは 500°C 以上の温度範囲内では一定と見なした。

Table 2 を見ると、A 鋼の I 熱サイクルの場合、555°C より低い温度では活性化エネルギーは 50000 cal/mol で

Table 2 Activation energies for reheat cracking (cal/mol)

	A specimen		B specimen	
	over 555°C	under 555°C	over 555°C	under 555°C
I cycle	68000	50000	41000	37700
II cycle	63000	---	39500	---
III cycle	37000	---	37000	---

あるが, 555°C より高い温度では 68000 cal/mol となり, III 熱サイクル時の 37000 cal/mol, および B 鋼の I, II, III 熱サイクル時の約 37000 cal/mol から 41000 cal/mol の活性化エネルギーより大分大きくなっている。

最近のクリープ変形の研究から, 試験温度が $0.3 T_m < T < 0.6 T_m$ (T_m は材料の融点 °K) の場合には, クリープ変形律速機構の中に転位芯や粒界が介入する, いわゆる短回路拡散が加わり, 粒界における転位の運動がクリープ変形を律速する確率が高まることが知られている¹⁵⁻¹⁷⁾。そのために, このような場合に起こるクリープ変形の活性化エネルギーは粒界部での拡散の活性化エネルギーに近い値をとることが容易に予想される。本研究の場合, 試験温度が $0.6 T_m$ であることから, 応力除去熱処理中に短回路拡散によるクリープ変形が生じていることが考えられ, 再熱割れが粒界拡散に律速されて起こる可能性が非常に高い。bcc Fe の粒界拡散の活性化エネルギーは約 37000 cal/mol であり¹⁸⁾, Table 2 中に示した B 鋼の I, II, III 熱サイクル時の活性化エネルギーと A 鋼の III 熱サイクル時の活性化エネルギーと近い値であることから, これらの場合には激しい粒界拡散が起こり, 粒界での転位の運動が容易となって, クリープ変形が生じていることが予想される。前述したように, これらの場合には, W 型のクラックが多々観察されており, 粒界すべりによるクリープ変形が生じていた。

A 鋼の I 熱サイクル時の 555°C 以上の温度範囲において, および II 熱サイクル時には, W 型クラックは見られずにクリープ変形が起こりにくかったものと考えられるが, この場合の活性化エネルギーは 63000~68000 cal/mol と大きくなっており, 粒界での転位の運動により大きなエネルギーが必要であったことを示している。なお, A 鋼の I 熱サイクル時の 555°C より低い温度範囲での活性化エネルギーは 50000 cal/mol であるが, この場合にも W 型クラックは見られず, この場合にもクリープ変形は起こりにくかったものと考えられる。

前述したように, Fig. 9 の A 鋼の場合に直線の勾配が約 555°C を境にして異なっていたが, これは Fig. 6 の硬さ試験の結果の約 550°C における二次硬化, つまり, 炭化物の析出現象に対応しているものと思われ, 再熱割れの活性化エネルギーの変化と二次硬化元素の析出挙動と

は密接に関係していると言える。A 鋼の I 熱サイクルの場合, 555°C より低い温度範囲での活性化エネルギーは 50000 cal/mol であり, Fe の粒界拡散の活性化エネルギー 37000 cal/mol よりも大きくなっているが, これは, 二次硬化元素が粒界に析出し, その粒界転位の運動への影響がこの温度範囲内ですでに現われているためと考えられる。そして, 555°C より高い温度範囲では, 硬さ試験にも見られるように, 顕著な二次硬化元素の粒界析出が起こるために, 粒界での転位の易動度が小さくなって, 活性化エネルギーが 68000 cal/mol とより大きくなったものと考えられる。この推論は, A 鋼の III 熱サイクル時の活性化エネルギーが 37000 cal/mol になることによって支持される。つまり, III 熱サイクル下の加熱によって, 析出炭化物は球状粗大化して, 分布状態も疎となって, 粒界での転位の運動にあまり影響を及ぼさなくなったことを示している。

4.3 再熱割れ破面の観察

Fig. 10 に I 熱サイクル下で破断した B 鋼の破面の SE

Fig. 10 Secondary electron microscopic structures of B steel ruptured under I thermal cycle. (a): ruptured at about 530°C (b): ruptured at about 590°C (c): Enlarged intergranular fractured facet

Fig. 11

Secondary electron microscopic structures of A steel ruptured under I thermal cycle. (a): ruptured at about 530°C (b): ruptured at about 560°C (c): ruptured at about 600°C (d): Enlarged intergranular fractured facet

M 像を示す。(a)は約530℃での破面で(b)は約 590℃ での破面である。破断温度の上昇とともに(a)に見られるような延性破面は減少して、粒界割れ破面が多くなった。しかし、(b)の粒界面を拡大すると(c)に示すように、dimple からなる粒界面となっており、比較的延性のある粒界割れとなっている。なお、II, III 熱サイクル時の破面はやはり延性に富んだ粒界割れとなっていた。

次に、Fig. 11 に A 鋼の I 熱サイクル下で破断した場合の破面観察結果を示す。(a)は約 530℃ での破面、(b)は約 560℃、(c)は約 600℃での破面である。破断温度の上昇とともに、(a)に見られるような延性箇所は減少して、(b)と(c)に見られる非常にフラットな粒界面を持った粒界割れへと変化している。(d)は(c)に示した粒界面を拡大した写真であるが、フラットな粒界面に小さな析出粒子の存在が認められた。Fig. 10(c) に示した B 鋼の粒界 dimple 破面と様相を大きく異にしていた。この粒界面上の析出物の同定を EDS で試みたが、明瞭な結果は得られなかった。Fig. 12 に分析の一例を示すが、Cr とわずかな V のピークが認められることから、この析出物は多分炭化物であると推定される。なお、A 鋼の場合、II 熱サイクル時で約 580℃ で破断した破面も、析出物を伴ったフラットな粒界面を持つ粒界割れとなっていた。

5. 再熱割れに対する不純物の粒界偏析および二次硬化元素の粒界析出の影響の模式的表示

Fig. 3 に示した破断試験結果およびこれまで述べた種々考察から、再現熱影響部で生じる再熱割れは二次硬化元素の炭化物の粒界析出および不純物の粒界偏析によって誘起されること、特に、炭化物の粒界析出がより

Fig. 12 EDS analysis of precipitate in intergranular fractured facet of A steel ruptured at about 600°C

大きな影響力を持っているようであり、A 鋼においてはそれが顕著であった。再熱割れに対する二次硬化元素の粒界析出と不純物の粒界偏析の影響を Fig. 3 の破断試験結果に基づいて模式的に示すと Fig. 13 のようになるものと思われる。点線の A_0 と B_0 は、粒界に不純物や析出物が無いと仮定した場合の仮想高温粒界強度とする。Table 2 の活性化エネルギーからも判るように、A 鋼では B 鋼に比してより低い温度から炭化物の粒界析出が開始して、また、Mo や V などの二次硬化元素を比較的多く含有しているため、炭化物の粒界析出量も多くなると考えられる。その結果、二次硬化元素の粒界析出による粒界強度の低下は図中の A_2 と B_2 の一点鎖線のようにになると予想した。次に、W. Losch の P の表面偏析の研究結果¹⁹⁾ から類推して、P の粒界偏析は 540℃ から 550℃ で最高になることから、P の粒界偏析の粒界強度

Fig. 13 Schematic representation of the effects of grain boundary precipitation of secondary hardening elements and grain boundary segregation of impurities on reheat cracking; A_0 & B_0 are hypothesized curves in case that precipitation and segregation are free at grain boundary. A_1 & B_1 show the effect of precipitation and segregation at grain boundary, and these curves correspond to the case of I thermal cycle. A_2 & B_2 show the effect of grain boundary precipitation. A_3 & B_3 show the effect of grain boundary segregation.

低下への影響は炭化物の粒界析出のそれよりも高い温度で顕著になると考えられ、結局、図中の A_3 B_3 で示したようになるものと予想される。そして、 A_2 と A_3 および B_2 と B_3 の各線で示した粒界強度が加算された状態が A_1 と B_1 で示した I 熱サイクル時の粒界強度になるものと予想される。

6. 結 言

従来から再熱割れ感受性が高いとされている T-1 タイプの鋼と、比較的再熱割れ感受性の低い 80 kgf/mm² 級の鋼を供試材として、その再熱割れ特性を比較し、再熱割れ性に影響を及ぼす要因等について種々検討を行ってきた。本研究で得られた結果は要次のようである。

1) 再熱割れは、二次硬化元素の炭化物の粒界析出と P などの不純物の粒界偏析の両要因の複合作用によって生じることが示された。B 鋼においては、両要因の再熱割れに対する影響度はほぼ同程度であるが、再熱割れ感受性の高い T-1 タイプの A 鋼においては、二次硬化元

素の炭化物の粒界析出の影響度は大きくて、不純物の粒界偏析のそれの 2~3 倍程度であった。

2) 二次硬化元素の粒界析出炭化物は粒界転位の易動度を低下させる。そのために、粒界部でのクリープ変形能あるいは塑性変形能が低下すること、および炭化物の粒界析出によって粒界での結合力の低下が起こるために T-1 タイプの A 鋼の再熱割れ感受性が高くなったものと考えた。

3) 二次硬化元素の炭化物の粒界析出および不純物の粒界偏析の再熱割れに対する影響を模式的に示すことができた。

参 考 文 献

- 1) 松坂 矯他: 昇温荷重試験による 2%Cr-1Mo 鋼の応力除去焼なまし割れの検討, 本誌, 51-1 (1982), 58
- 2) 菊地俊郎他: 鋼溶接部の再熱割れに関する冶金的研究 (第 5 報); 本誌, 48-11 (1979), 960
- 3) 井川 博他: 鋼の再熱割れに関する基礎的研究 (第 2 報), (第 3 報); 本誌, 47-7 (1978) 425 と 49-2 (1980), 136
- 4) 藤井利光他: 高強度低合金鋼溶接熱影響部の 600°C 付近での粒界割れ感受性に及ぼす微量元素の影響; 鉄と鋼, 67-9 (1981) 1523
- 5) 大野恭秀他: 80kg/mm² 級高張力鋼の Ca 添加による応力除去焼なまし割れの改善; 鉄と鋼, 67-10 (1981) 1777
- 6) 例えば, 伊藤慶典他: 低合金鋼溶接熱影響部の応力除去焼鈍割れの研究 (第 1, 2 報); 本誌, 40-12 (1971), 75 と 41-1 (1972), 59
- 7) 山中和夫他: P による焼もどし脆化と破断挙動; 鉄と鋼, 64-8 (1978), 60
- 8) 沢田進他: 焼もどし脆化した低合金鋼の脱脆化挙動について; 鉄と鋼, 62-6 (1976), 40
- 9) 沢田進他: 焼もどし脆化した低合金鋼の脱脆化挙動におよぼす Mo の影響; 63-7 (1977), 58-
- 10) 小倉次夫他: リンの粒界偏析量分析法としての粒界腐食法の検討, 日本金属学会誌 45-10 (1981), 1093
- 11) 小倉次夫他: 低合金 Cr Mo 鋼および二, 三の鉄合金への粒界腐食法の適用, 日本金属学会誌, 45-11 (1981), 1180
- 12) F. Garofalo: Fundamentals of Creep and Creep-Rupture in Metals, Macmillan (1965), 210
- 13) ASM: Metals Handbook 8th ed. vol. 1, 491
- 14) National Research Institute for Metals: NIRM CREEP DATA SHEET No. 1 (1972)
- 15) H.E. Evans and Knowles: A Model of Creep in pure Materials. Acta Met, 25 (1977), 963
- 16) J.R. Spingarn and W.D. Nix: A model for creep based on the climb of dislocation at grain boundaries, Acta Meta, 27 (1979), 171
- 17) J.R. Spingarn, D.M. Barnett and W.D. Nix: Theoretical description of climb controlled steady-state creep at high and intermediate temperatures, Acta Meta, 27 (1979), 1549
- 18) Diffusion Data, Diffusion Information Center, Vol. 3 (1969), 570
- 19) W. Losch: Temper Embrittlement and Surface Segregation an AES and ILS Study: Acta Meta. 27 (1979), 567