

論 文

UDC 669.15'24'26'28-194 : 539.56.016.3 : 548.4

焼もどし脆化した低合金鋼の脱脆化挙動について*

沢 田 進**・大 橋 建 夫**

The De-embrittlement Behavior of a Temper-Embrittled Low Alloy Steel

Susumu SAWADA and Tateo OHASHI

Synopsis:

De-embrittlement behavior of 3.5% Ni-Cr-Mo-V steel was studied by rapid induction heating to three different temperatures above the embrittling temperature range, holding for several seconds, and quenching Charpy specimens embrittled in advance.

The main conclusions obtained are as follows;

- (1) FATT (Fracture Appearance Transition Temp.) is reverted to its original non-embrittled value within a few seconds at a high temperature and the increasing temperature increases the reversion rate.
- (2) FATT cannot revert completely by lower temperature annealing even with long time holding.
- (3) Activation energy necessary for the de-embrittling process is about 61 kcal/mol and the process may be controlled by diffusion of phosphorus.

1. 緒 言

不純物を含有する低合金鋼を 400~550°C の温度範囲で長時間保持またはその温度域を徐冷すると靱性を失う現象は焼もどし脆化として古くから知られており、数多くの研究結果が報告されている^{1)~4)}。この焼もどし脆化現象の大きな特徴の一つは可逆性を有することであり、脆化温度範囲以上の温度で再加熱、急冷することによって脆性が完全に消失し、もとの靱性状態に回復する⁵⁾⁶⁾。例えば Mo を含有する低合金鋼などを 500~550°C で焼もどしを行なつて二次硬化を起こさせると、靱性を消失するが、600°C で短時間再加熱を行なつても元の靱性状態には回復しない。しかしながら焼もどし脆化の場合には 600~650°C でごく短時間加熱すれば硬さなどに变化なく元の靱性が復元される。しかし、この点に関する研究は少なく、わずかに POWERS⁵⁾によつて 1 min 程度の再加熱により靱化することが指摘されているにすぎない。脆化のメカニズムについてはまだ諸説があり、明瞭にされているとはいえないが、脱脆化機構についても深く追求されておらず、「粒界での boil off 現象」⁷⁾といった表現で終つていようである。

筆者らはあらかじめ脆化処理を施した 3.5%Ni-Cr-Mo-V 鋼をシャルピー試験片寸法に加工後、高周波加熱装

置を利用して三温度に急速加熱および保持を行ない、衝撃遷移温度の加熱保持温度および時間による変化を調べた結果、脱脆化現象が脆化寄与元素の粒界から基地鉄への拡散によつて律速されている、という興味ある知見を得たのでここに報告する。

2. 実 験 方 法

大気高周波炉により Table 1 に示した化学組成を有する 10 kg 鋼塊を溶製し、20 mm 厚×90 mm 幅の角材に鍛伸した。本鋼種は発電機タービン用低圧軸材として使用されるものである。この角材を 1250°C×3hr の拡散焼鈍後、840°C から油焼入れし、マルテンサイト組織とした後、660°C×6hr の焼もどしを行ない水冷した。脆化処理としては Fig. 1 に示す GOULD⁹⁾によつて提唱されたステップクール法を用いた。このステップクール (以後STC) により、焼もどし水冷ままの靱性状態で -100°C の衝撃遷移温度 (以下、FATT) が +150°C まで上昇した。この脆化状態の材料を 10 mm 角×55 mm 長さの標準シャルピー試験片寸法に加工した。ただしノッチ加工は脱脆化処理後に施した。

脱脆化処理には富士電波工機製の高周波加熱による熱サイクル再現装置を利用した。この装置のコイル部に上記の脆化したノッチなしのシャルピー試験片を設置し、急

* 昭和49年11月本会講演大会にて発表 昭和50年3月3日受付 (Received March 3, 1975)

** (株)日本製鋼所室蘭製作所研究所 (Research Center, Muroran Plant, The Japan Steel Works, Ltd., 4 Chatsu-machi Muroran 051)

Table 1. Chemical composition.

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	V	Al	As	Sn	Sb
0.25	0.37	0.37	0.011	0.009	3.83	1.83	0.45	0.10	0.14	0.05	0.011	0.014	0.0031

Heat treatment

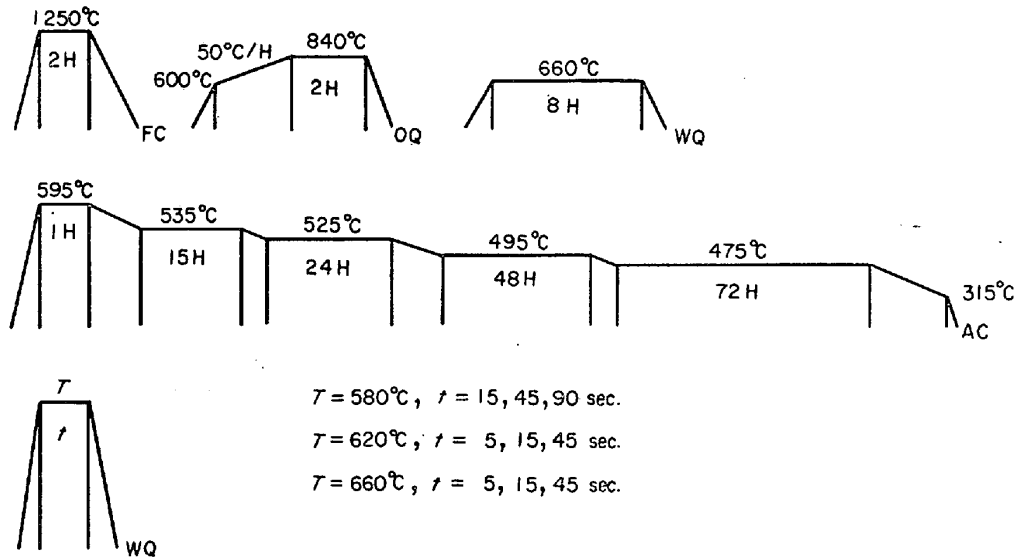


Fig. 1. Pre-heat treatment, step cooling and de-embrittlement treatment.

速加熱保持を行なうわけであるが、試片の中心部と表面との間の温度および昇温速度の差をチェックするため、試片表面およびドリルで孔をあけた中心孔内に熱電対を点溶接し、Fig. 2に示すように 300°C (この温度領域は脆化に関係しない) で予加熱を行なった後、580, 620, および 660°C まで急速加熱し、中心部と外表部の温度変化を比較した。その結果、約 3sec の差がみとめられたため、脱脆化のための保持時間は 5 sec 以上とした。なお昇温速度は約 200°C/sec である。Fig. 2 中の曲線 A (外表部温度) と B (中心部温度) とがずれているのは変化を分かりやすくするため、レコーダーのペンをずらしたことによる。Fig. 1 に脱脆化処理条件をあわせて示した。加熱温度制御は試片表面のノッチ加工予定部に点溶接した熱電対により行ない、定時間加熱保持後、スイッチオフと同時に水冷した。この方法により一組 6~8 本の試片に各処理を施し、FATT の変化を調べた。なお本材料は焼入れ後、660°C で 6 hr の焼もどしを行なっているため、その後の短時間の脱脆化処理による硬さの変化はない。

3. 実験結果

Fig. 3 に本実験で得られた靱性破面と試験温度の曲線を示す。図中の数字は脱脆化処理時の保持時間 (sec) で

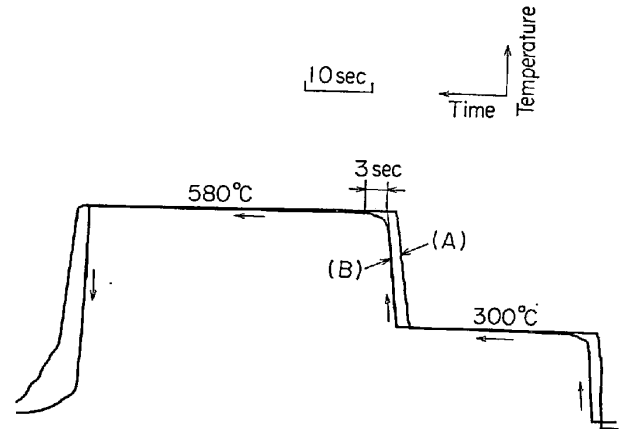


Fig. 2. A heating curve of specimen (A : surface, B : center).

あり、D. E. は脆化前の靱性状態での曲線である。これらの曲線から FATT を求め、これを縦軸にとり、横軸に脱脆化処理時間をとったものが Fig. 4 である。これから明らかなように、脱脆化温度が高いほど脱脆化速度は大きく、660°C では 5 sec の保持で 90% 以上の回復度を示しているが、580°C では回復速度も遅く、0°C 近傍で飽和するとき傾向を示す。

走査型電子顕微鏡により、シャルピー衝撃試片破面の観察を行なったが、それらを Photo. 1 に示した。なお

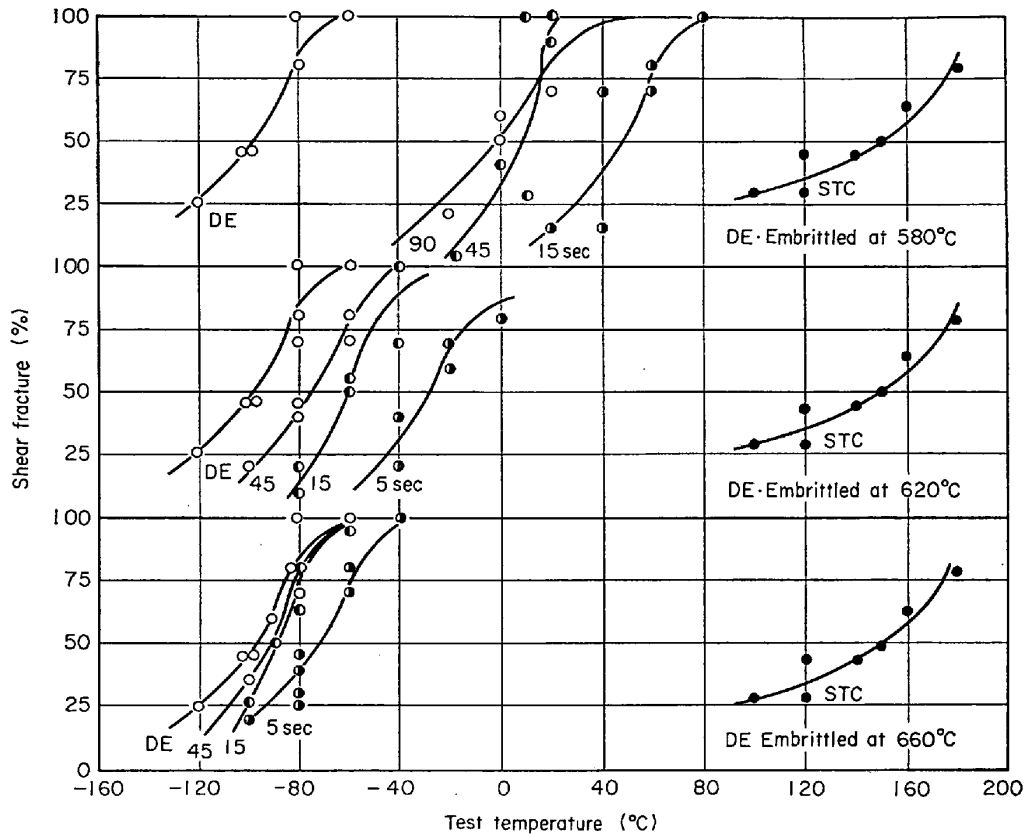


Fig. 3. Variation of Charpy transition temperature with deembrittlement treatment.

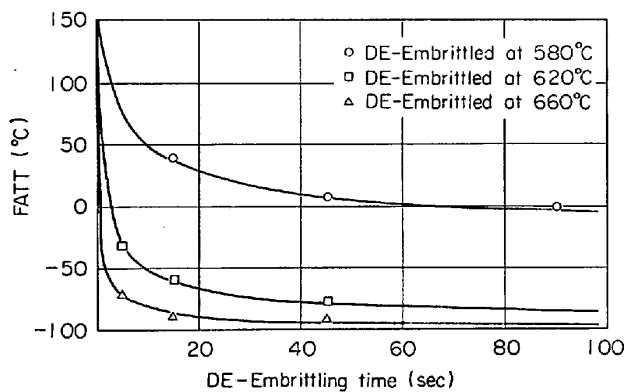


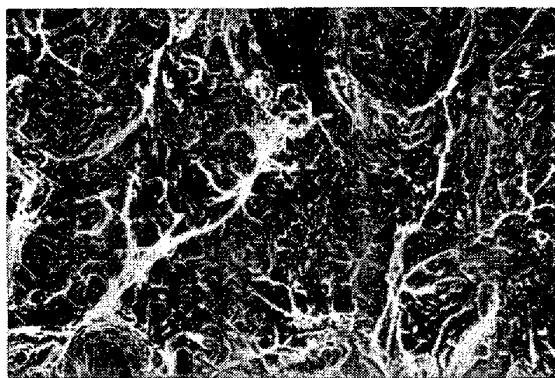
Fig. 4. Relation between FATT reverted and de-embrittling treatment.

観察試料は 50% 衝撃遷移温度領域での脆性破壊面である。焼入れ焼もどしのみでは完全な擬劈開破壊を示しているが、ステップクールによつて粒界破壊に移行しており、脱脆化処理温度および時間の増加とともに再び擬劈開破壊にもどる傾向がみとめられる。すなわち 580°C で 45 sec 保持しても破面のごく一部に擬劈開破壊がみられるのみであるのに対し、660°C では 5 sec ですでに擬劈開破壊が多くみられ、45 sec 後にはほぼ完全な擬劈開破壊にもどつている。これら破壊形成の変化は FATT の変化とよく一致しており、脆化処理によつて生じ

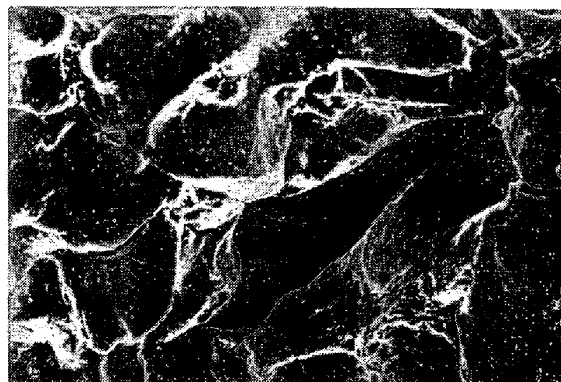
た粒界の性質の変化が sec 単位の脱脆化処理によつて再びもとの性質にもどることを示唆している。

4. 考 察

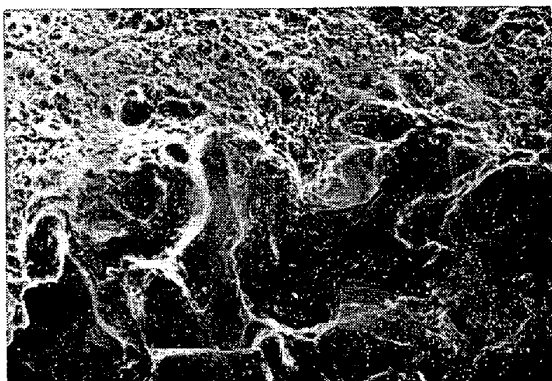
焼もどし脆化の機構については諸説があり、充分解明されたとはいえないが、少なくとも最近開発されたオージェ分析による研究結果^{9)~11)}では脆化によつて旧オーステナイト粒界に P, Sn などの不純物元素および Ni や Cr などの合金元素が濃化していることは事実であり、脱脆化処理によりそれら脆化寄与元素(偏析元素のうちどれが脆化に寄与しているか現時点では不明なのでここではあえてこの表現を用いる。)の濃化が消失することも報告されている¹²⁾。すなわち田中らは P を多量に含有する Mn 鋼を用いて高真空中で脆化-脱脆化の組合せ処理を施し、自由表面のオージェ分析により P の濃度が変化することを認めた。それによれば 500°C で 90 min の保持により P のオージェ電子のエネルギーピークが大きくあらわれる(すなわち P が濃化している)が、600°C × 30 min の処理でそのピーク高さが減少する。それを再び 650°C で 30 min 加熱すれば P のピークはほとんど消失し、P の濃化がなくなる。完全に P の濃化が消失したものを 500°C で再加熱すると再び P の濃化がみられるようになるというものであり、これら一連の結果は



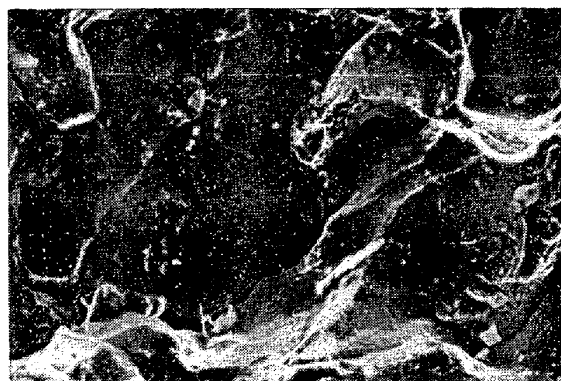
Non-embrittled (QT)



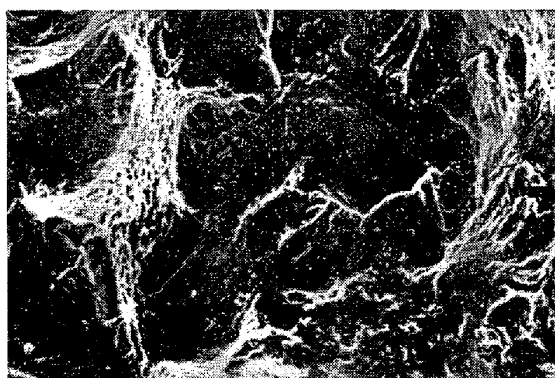
Embrittled (STC)



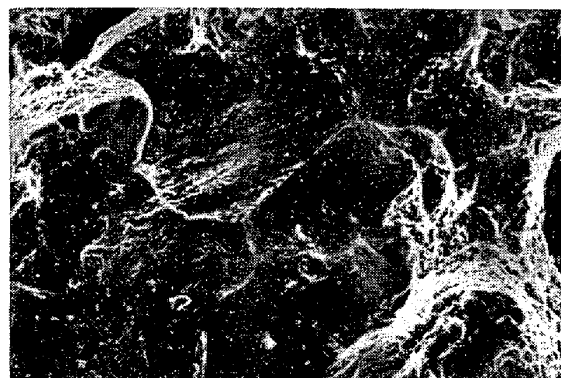
580°C × 15sec → WQ



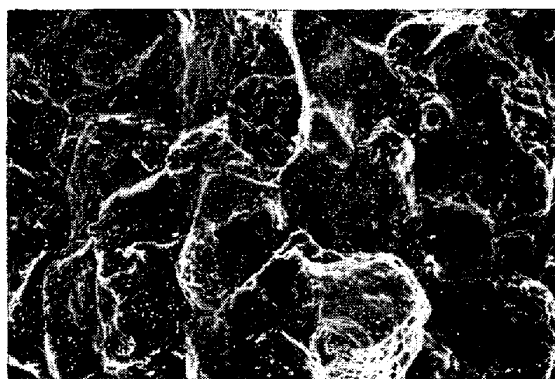
580°C × 45sec → WQ



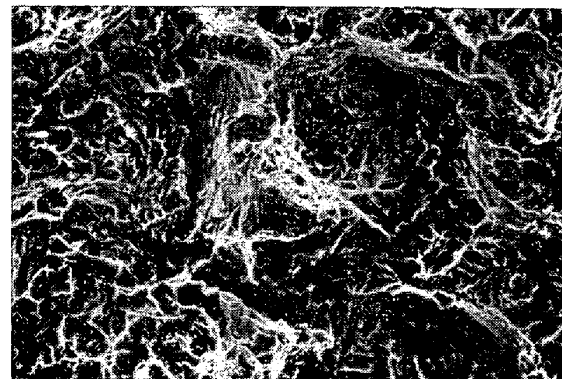
620°C × 5 sec → WQ



620°C × 45sec → WQ



660°C × 5 sec → WQ



660°C × 45sec → WQ

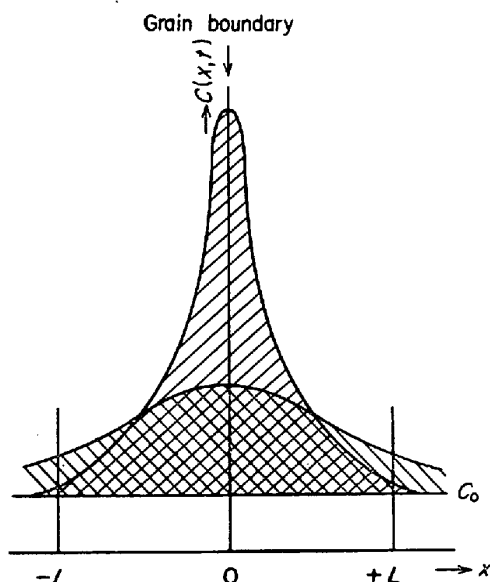
Photo. 1. Scanning electron micrographs of charpy specimens treated as denoted. (×350)

脆化-脱脆化処理によつて粒界面へ脆化寄与元素が偏析したり粒界から離散したりすることを示唆している。本実験における脱脆化処理による破壊形態の変化もこれをうらづけていよう。

脆化した場合、脆化寄与元素が粒界面近傍でどのような濃度分布をとっているかについて最近の研究で明らかにされており¹¹⁾¹³⁾¹⁴⁾、それによれば界面で最高濃度を示したあと、指数函数的に基地鉄内にもかつて減少する傾向を示している。濃化層の範囲は元素の種類によつて異なるが、界面から 30~100Å にわたっている。

JOSHI および STEIN¹³⁾ は Ni-Cr 鋼に種々の脆化処理を施してシャルピー衝撃試験を行ない破面のオーシェ分析によつて得た粒界破面中に濃化している脆化寄与元素(この場合 Ni, Cr, Sb) の濃度と衝撃遷移温度の上昇量 ΔFATT (=FATT_{embrittled}-FATT_{non-embrittled}) との相関を求め、粒界偏析濃度と ΔFATT との間に一次の比例関係があることを報告した。以上の諸研究による結果を考慮すれば本実験で得られた脱脆化処理による ΔFATT の変化を、粒界近傍の脆化寄与元素の濃度の変化としてとらえることによつて脱脆化機構に関するなんらかの知見を得ることは可能である。

Fig. 5 に脆化させた場合およびそれに脱脆化処理を与えた場合の粒界近くの脆化寄与元素の推定濃度分布を説明図的に示した。このような濃度分布の時間による変化は拡散過程を想定し誤差関数を用いることにより数式的に取扱う。



■ C_E : Amount of impurity segregated during step cooling
 □ C_t : Amount of impurity remaining after de-embrittling treatment

Fig. 5. Impurity(Embrittlers) concentration profile before and after de-embrittling treatment.

粒界からの距離 L までに含まれる不純物元素量 C_E (脆化状態) とある時間 t (脱脆化処理時間) 後の粒界からの距離 x のところにおける濃度 $C(x, t)$ および Bulk 濃度との間の関係は一般に (1) 式のようにあらわせる。

$$C(x, t) - C_0 = \frac{C_E}{2\sqrt{\pi D t}} e^{-x^2/4Dt} \dots \dots \dots (1)$$

ここで C_0 : 脆化寄与元素の Bulk 濃度
 D : 脱脆化温度での脆化寄与元素の拡散係数
 t : 脱脆化処理時間
 x : 粒界からの距離

時間 t 後、 $(-L, +L)$ の範囲に残っている脆化寄与元素の excess 量 $C(t)$ ¹⁴⁾ は

$$C(t) = \frac{C_E}{2\sqrt{\pi D t}} \int_{-L}^{+L} e^{-x^2/4Dt} dx = C_E \operatorname{erf}\left(\frac{L}{2\sqrt{D t}}\right)$$

$$\text{したがつて, } \frac{C(t)}{C_E} = \operatorname{erf}\left(\frac{L}{2\sqrt{D t}}\right) \dots \dots \dots (2)$$

上に述べたように $C(t)$ と C_E がそれぞれ t sec 間の脱脆化処理によつてある程度回復したときの FATT と靱性状態での FATT との差、 $\Delta FATT_{Deem}$ および脆化ままの FATT と靱性状態での FATT との差、 $\Delta FATT_{STC}$ に比例しているとすれば (3) 式のように L の値を適当に選び、脱脆化処理時間の平方根の逆数と $\operatorname{erf}^{-1}(\Delta FATT_{Deem}/\Delta FATT_{STC})$ とをプロットすれば直線関係が得られ、その直線の勾配が $L/2\sqrt{D t}$ に相当することになる。

$$\frac{C(t)}{C_E} = \frac{\Delta FATT_{Deem}}{\Delta FATT_{STC}} = \operatorname{erf}\left(\frac{L}{2\sqrt{D t}}\right)$$

$$\operatorname{erf}^{-1}\left(\frac{\Delta FATT_{Deem}}{\Delta FATT_{STC}}\right) = L/2\sqrt{D t} \dots \dots \dots (3)$$

JOSHI¹³⁾ や MARCUS¹⁵⁾ らの実験結果から $L=30\text{\AA}$ とし*、(3)式にしたがつて得られたデータを整理し Fig. 6 に示した。これから明らかなように、 $1/\sqrt{t}$ と $\operatorname{erf}^{-1}(\Delta FATT_{Deem}/\Delta FATT_{STC})$ との間にはかなりよい直線関係がなりたち、これら直線の勾配が脱脆化処理温度によつて変化していること、すなわち D が処理温度の上昇とともに大になっていることを示している。これらから計算して求めた D の値を脆化処理温度の絶対温度の逆数を横軸にとつて Arrhenius プロットしたものが Fig. 7

* 30\AA とした理由はオーシェ分析の結果から¹⁰⁾¹¹⁾¹³⁾¹⁴⁾ P や Sn などの不純物元素がほぼ $\pm 30\text{\AA}$ の範囲に分布していること、および粒界破壊を考えた場合、GRIFFITH の式 [$\sigma_b = (2E\gamma/\pi C)^{1/2}$] 中の表面エネルギーの項、 γ が真の固体の表面エネルギーよりむしろクラック先端での応力集中によつてなされた塑性変形に要するエネルギー γ_p であり、粒界偏析がこの項に影響をおよぼすと考えると、ある有限厚さの層として扱った方がよいことなどによる。もちろん、粒界の幅を 4\AA とし $L=2\text{\AA}$ としして濃度ピークの変化から同様の手法で解析しても若干直線性が悪くなるだけで本質的な差はないと考える。

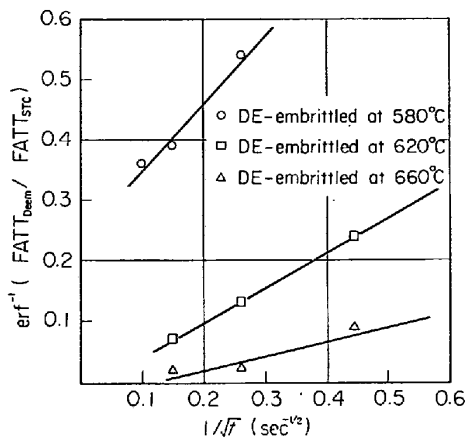


Fig. 6. Relation between $\text{erf}^{-1}(\Delta\text{FATT}_{\text{Deem}}/\Delta\text{FATT}_{\text{STC}})$ and $1/\sqrt{t}$.

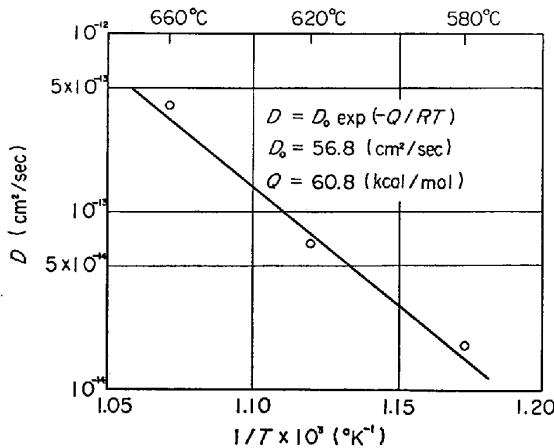


Fig. 7. Arrhenius plot of D calculated.

である。期待されたようによい直線関係がみとめられ、 D の値もこれらの温度範囲の置換型溶質原子の D とオーダー的に一致している。ただし D の値は L のとり方によつて変化するので、その意味では討論することはできないが、この直線の勾配からもとめた拡散に必要な活性化エネルギーは L のとり方に依存せず、約 61 kcal/mol となる。これは例えば GRUZIN¹⁶⁾が求めた Fe-Cr 鋼中の P の拡散に必要な活性化エネルギー、61 kcal/mol とよく一致している。もちろん本実験に使用した鋼は P の他に脆化に寄与すると考えられる元素を多く含んでおり、それらを無視して本実験で得られた 61 kcal/mol を P の拡散のための活性化エネルギーと断定するわけにはいかないがある程度の推定は可能である。

まず本鋼中の脆化寄与元素は一般的に Si, Mn, Ni, Cr, P, Sn, As, Sb などであろうが Si, Mn は脆化感受性を増すものの、脆化した粒界破面上にはオージェ分析で偏析がみとめられておらず¹³⁾、粒界破壊と結びついた元素の粒界からの離散を問題としている現論議からは一応除外できよう。Ni および Cr は他の不純物元素

(P, Sn, As, Sb) と同様、脆化処理によつて粒界面に濃化していることはオージェ分析によりみとめられており¹³⁾、 α -Fe 中での Ni, Cr の拡散のための活性化エネルギーはそれぞれ 58.7 および 57.5 kcal/mol¹⁰⁾であつて本研究で得られたものにやや近いので一考を要する。しかし、以下のように考えれば 61 kcal/mol が Ni や Cr の粒界から基地鉄への拡散のためのものではないことが定性的に理解できよう。

オージェ分析でみとめられているように P は粒界面からおよそ $\pm 30 \text{ \AA}$ の範囲に偏析しており、脱脆化処理によつてこの範囲の P の濃度が低下し、(2) 式の $(C(t)/C_E)$ のある値以下で脱脆化がほぼ完了すると仮定する。同様に粒界に偏析した Ni (または Cr) が脱脆化処理により、 $\pm 30 \text{ \AA}$ の範囲で P の場合と等しい $(C(t)/C_E)$ の値以下で脱脆化が完了すると仮定 (すなわち粒界のエネルギーに P および Ni が同じ影響をおよぼすと仮定) し、適当な数値を (2) 式に代入することによつて P または Ni を脆化の主要元素と考えた場合の脱脆化に要する時間の比較ができる。いま 660°C の脱脆化温度で $L = 30 \text{ \AA}$ 、 $t = 60 \text{ sec}$ (Fig. 4 より明らかなように 660°C \times 1 min でほとんど脱脆化されている)、P の拡散係数を $D_{660^\circ\text{C}}^{\text{P}} = 3.8 \times 10^{-13} \text{ cm}^2/\text{sec}^{10)}$ (GRUZIN のデータ¹⁶⁾では $D_{660^\circ\text{C}}^{\text{P}} = 2.5 \times 10^{-13} \text{ cm}^2/\text{sec}$)、を (2) 式へ代入する。同様に $D_{660^\circ\text{C}}^{\text{Ni}} = 2.5 \times 10^{-14} \text{ cm}^2/\text{sec}^{19)}$ 、 $L = 30 \text{ \AA}$ を (2) 式へ代入して上述の P の場合の $(C(t)/C_E)$ と等しくすれば Ni を脆化の主要元素とした場合の脱脆化のための時間、 t が得られ、その結果は 15 min (GRUZIN の $D_{660^\circ\text{C}}^{\text{Ni}}$ を用いれば 10 min) となる。

すなわち、脱脆化によつて $(C(t)/C_E)$ のある値になるための時間は Ni (Cr も同様) は P よりはるかに大きく、P と Ni (または Cr) が粒界エネルギーの低下に同じ影響を与えるとの仮定にたつてはいるが本実験結果は Ni よりむしろ P の役割を強調していると考えた方が合理的であろう。

Sb および As は本鋼に含有されている程度の量であれば脆化にはほとんど寄与せず²⁰⁾、また α -Fe 中の Sb の拡散のための活性化エネルギーは 66 kcal/mol²¹⁾とされているので除外できよう。As に関する拡散のデータはないようである。Sn についても α -Fe 中の拡散に関するデータはなく、わずかに BANNISTER²²⁾が γ -Fe 中の拡散に関するデータを発表しており、それによれば 46 kcal/mol であるから、 α -Fe 中ではより小さくなるはずで、これも除外できる。したがつて本実験で得られた 61 kcal/mol という値は P の粒界からの拡散のための活性化エネルギーとみなすのが最も妥当と考えられる。

Fig. 4 に示したように 580°C で脱脆化処理を施した場合、FATTはある一定の温度以下まで低下しないような傾向を示している。すなわち、FATTの低下値に限界があり、580°Cでの粒界濃度にある平衡値が存在することを示唆している。この点については JOSH I ら¹³⁾のステップクール途中の各段階から急冷した Fe-Ni-Cr-Sb 系鋼の破面のオージェ分析による Sb のエネルギーピーク高さの変化を調べたものがあり、それによればステップクールの最初の保持温度 595°C ですでにわずかのピークがみられ、535°C、525°C と段階的に低温になるほど粒界でのピークの高さが急激に増加(粒界濃度の増加)する。したがってステップクールによつて粒界に高濃度に偏析していた脆化寄与元素が 580°C への再加熱によつて拡散し、その温度での平衡濃度に向かつて粒界濃度が変化すると考えてよいであろう。このことは Fig. 6 の 580°C での直線が $t = \infty$ の縦軸を有限値で切ることからも推察される。

ここで従来いわれてきた脱脆化現象に関する “boil off” という点について若干ふれておきたい。

焼もどし脆化、すなわち粒界への脆化寄与元素の濃化がどのようなメカニズムによるものかについてはオージェ分析法の発達により二つの説が提案されている。一つは McLEAN¹⁷⁾によつて提案された平衡偏析説であり、他の一つは JOSH I らによつて考えられた平衡偏析-非平衡偏析組合せ説である。

前者は GIBBS の界面平衡吸着の考えにもとづくものであり、吸着によつてその界面のエネルギーを低める原子は熱力学的に平衡吸着し、逆にエネルギーを高めるものは界面から追われることになる。McLEAN は不純物元素と粒界の相互作用から溶質原子の界面への吸着式を導いている。

$$C_{gb} = \frac{C_B \exp(Q/KT)}{1 + C_B \exp(Q/KT)}$$

C_{gb} : 粒界偏析濃度

C_B : 偏析元素の Bulk 濃度

Q : 吸着のための活性化エネルギー

平衡偏析説は「焼もどし脆化は界面エネルギーを低下させる脆化寄与元素が界面に平衡吸着によつて起こる」というものである。この説では合金元素の共存の必要性や、Ni や Cr などの合金元素が平衡偏析とみなされないほどの広い濃度分布をとっていることを示すオージェ分析の結果など、説明できない点があり、その不備を補なおうとするのが後者の組合せ説である。JOSH I らはオージェ分析により脆化寄与元素の脆化処理中の界面への非平衡的な動き(粒界に偏析していくときに濃度分布に

突起が生じる)を見出し、脆化によつて界面にひきおこされた脆化寄与元素の濃度分布は平衡偏析分布に非平衡偏析分布が加わつたものとしている。非平衡偏析とは脆化しない温度領域から急冷されたときに生ずる excess の空孔がより近い脆化温度領域で加熱をうけることにより、空孔-Ni, Cr などの金属原子-不純物原子の結合物をつくつて粒界に流れこむというものであり、その結果平衡偏析のみでは説明できない点を説明する。脆化処理温度が高くなると熱エネルギーが空孔-金属原子の結合エネルギーを上回るため、そのような非平衡偏析過程が起こりにくくなり、かつ平衡偏析度も小さくなるから脆化を起こさなくなると主張している。

脱脆化挙動を平衡偏析の考え方からみた場合、McLEAN の式からも明らかなように粒界への脆化寄与元素の偏析量は温度の上昇とともに指数関数的に減少していくため「ある温度で boil off する」という一定の Critical な温度はなく、加熱温度が上昇すると粒界偏析濃度が連続的に低下して衝撃遷移温度の上昇(粒界破壊への移行)に結びつく偏析量以下になるものと推定できよう。研究者によつて可逆的に完全に脱脆化する温度が 575, 600, 625°C とまちまちなのは使用している鋼種、含有している脆化寄与元素の量の差によるものと考えられ、この点については McLEAN の式により粒界偏析量が Bulk 濃度に依存し、Bulk 濃度が高い場合は平衡偏析量も多くなるため、脆化温度範囲が広がり、結果として脱脆化の下限温度が高くなるものと考えられよう。Low¹⁸⁾ は Sb を 600ppm 含有させた Ni-Cr 鋼のステップクールによる FATT は -20°C から +600°C まで上昇したと報告しているが、これも上述のことをうらづけるものである。

JOSH I らの組合せ説において、もし脆化が非平衡偏析の方に大きく依存しているとすれば、空孔-金属原子の結合エネルギーと熱エネルギーの関係が逆転する温度以上で脱脆化が起こることになる。先述のごとく脱脆化温度が必ずしも一定していないこと、空孔と金属原子の結合エネルギーが元素の種類によつて異なっていると考えられること、平衡偏析も脆化に寄与している可能性のあることなどから平衡偏析の場合と同様臨界の脱脆化温度の存在を考えることには無理がある。

5. 結 言

あらかじめステップクール法により脆化させた 3.5% Ni-Cr-Mo-V 鋼のシャルピー衝撃試片を高周波加熱して 580, 620 および 660°C で 5~45 sec 間脱脆化処理し FATT の復元挙動を調べた。

結果を要約すると以下のようなになる。

(1) 脱脆化(靱化)は sec のオーダーで起こり、温度が高いほどその速度は大きい。660°C では 5 sec の加熱で 90% 以上の靱性の回復を示す。

(2) 580°C では長時間加熱しても完全に脱脆化しないようであり、ある有限の FATT 値で飽和する傾向を示した。

(3) 破面は脆化により完全な粒界破面を示すが、脱脆化の程度によつて粒界破壊が減少する。

(4) 脱脆化速度は脆化処理による粒界に偏析した脆化寄与元素(置換型原子)の粒界から粒内への拡散に律速されていると考えられ約 61 kcal/mol の活性化エネルギーが得られた。そしてその元素は P であると考えられる。

本論文を終了するにあたり、論文の発表を許可された(株)日本製鋼所室蘭製作所取締役所長樫原昌夫氏および同所研究所長、渡辺十郎博士に深謝します。また有益な御助言をいただいた同研究所主任大西敬三博士および実験遂行に熱心に御協力いただいた研究所村上豊氏に謝意を表します。

文 献

- 1) J. H. HOLLOWAY: Trans. ASM, 36(1946), p. 473
- 2) B. C. WOODFINE: JISI, 173(1953), p. 229, p. 240
- 3) J. R. Low, Jr.: Fracture of Engineering Materials, ASM, (1964), p. 127
- 4) C. J. McMAHON, Jr.: ASTM STP 407, (1967), p. 127
- 5) A. E. POWERS: JISI, 186(1957), p. 323
- 6) 沢田 進, 徳田 昭: 鉄と鋼, 61(1975), p. 331
- 7) 三村 宏: 鉄と鋼, 57(1971), p. 2273
- 8) G. C. GOULD: ASTM STP 407(1967), p. 90
- 9) L. H. MARCUS and P. W. PALMBERG: Trans. AIME, 245(1966), p. 1664
- 10) P. W. PALMBERG and H. L. MARCUS: Trans. ASM, 62(1969), p. 1016
- 11) R. VISWANATHAN: Met. Trans., 2(1971), p. 809
- 12) 田中淳一, 大内千秋, 大須賀立美: 鋼の強靱性, (1971), p. 70
- 13) A. JOSHI and D. F. STEIN: ASTM STP 499, (1971), p. 59
- 14) M. GUTTMANN and P. R. KRAHE, et al.: Met. Trans., 5(1974), p. 167
- 15) H. L. MARCUS, L. H. HACKETT, Jr, et al.: ASTM STP 499(1971), p. 90
- 16) P. L. GRUZIN, et al.: Fiz. Metal Metalloved, 17(1964), p. 384
- 17) D. McLEAN: Grain Boundaries in Metals, Oxford Press (1957)
- 18) J. R. Low Jr, D. F. STEIN, et al.: Trans., AIME, 242(1968), p. 14
- 19) 金属データブック, 丸善 (1974), p. 25
- 20) ASTM Task Force: ASTM STP 499, (1971), p. 3
- 21) G. A. BRUGGEMAN: Diffusion Data, 2(1968), p. 286
- 22) C. O. BANNISTER and W.D.J. JONES: JISI, 24 (1931), p. 71