

論 文

UDC 669.15'24'26-194 : 669.15'293-194 : 669.779 : 620.192.49 : 539.42

P による焼もどし脆化と破壊挙動*

山 中 和 夫**・大 森 靖 也***

Temper Embrittlement by Phosphorus and Fracture Behavior

Kazuo YAMANAKA and Yasuya OHMORI

Synopsis:

Temper embrittlement and fracture behavior of Fe-C and Fe-C-Ni-Cr alloys doped with P were studied by means of grain boundary etching technique, Charpy impact tests, and low temperature tensile tests.

Grain boundary etching behavior with respect to aging time seems to correspond to the cementite precipitation at the grain boundaries together with the change of the grain boundary concentration of P. Temper embrittlement does not occur only by the grain boundary segregation of P, but needs the coexistence of alloying elements such as Ni or Cr.

Brittle fracture in temper embrittled alloys is initiated by the formation of grain boundary cracks followed by the crack propagation without arresting. Therefore, Griffith's crack such as a pearlite colony crack is not assumed to exist in the fracture of temper embrittled alloys.

1. 緒 言

鋼の高温焼もどし脆性は P, As, Sb あるいは Sn などの微量不純物元素の粒界偏析によることが知られている¹⁾。この粒界偏析の機構に関し多くの理論が提唱されている。それらを大別すると MCLEAN による平衡偏析説²⁾と粒界における炭化物の成長にもとづく非平衡偏析説³⁾⁴⁾の2つに分けられる。しかしながら、いずれの説においても未だ説明されていない現象の一つは焼もどし脆化にとって Mn, Ni あるいは Cr といった脆化促進元素の共存が必要なことである⁵⁾。これらの元素が存在しないと不純物元素の偏析が起こらないのか、起こついても脆化しないのかということを解明する必要がある。さらに焼もどし脆化した材料が脆性破壊する場合どのようにして最初に粒界が口を開くか、という問題も Griffith 亀裂⁶⁾として何を考えればよいか、という点において興味深い。本実験はこれらの点を明らかにするために、比較的純度の高い Fe-C 合金および Fe-C-Ni-Cr 合金を用いフェライト組織およびマルテンサイト組織について調べたものである。

2. 実 験 内 容

2.1 供試鋼と熱処理

実験に供した鋼の化学組成を Table 1 に示す。いずれも 17 kg の真空溶解炉により溶製し、熱間圧延により 7 mm 厚の鋼板とした。鋼 A~C は Fe-0.035%C 合金を基本組成とするもので、鋼 A は低 P 材、B は高 P 材、C は Nb を添加し固溶 C 原子を NbC として固定しようとした高 P 材である。鋼 D および E は Fe-0.35

Table 1. Chemical composition of steel (wt%).

Steel	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Nb
A	0.030	<0.01	<0.01	0.007	0.005	<0.01	<0.01	<0.01
B	0.042	<0.01	<0.01	0.045	0.005	<0.01	<0.01	<0.01
C	0.038	<0.01	<0.01	0.051	0.005	<0.01	<0.01	0.30
D	0.35	<0.01	<0.01	0.006	0.005	<0.01	<0.01	<0.01
E	0.35	<0.01	<0.01	0.039	0.005	<0.01	<0.01	<0.01
F	0.034	<0.01	0.02	0.050	0.006	3.41	1.44	<0.01
G	0.035	<0.01	0.02	0.050	0.007	3.49	1.47	0.30
H	0.33	<0.01	0.02	0.003	0.007	3.38	1.34	<0.01
I	0.32	<0.01	0.02	0.053	0.007	3.41	1.47	<0.01

* 昭和 51 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 52 年 10 月 26 日受付 (Received Oct. 26, 1977)

** 住友金属工業(株)中央技術研究所 (Central Reserch Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd., 1-3 Hondori Nishinagasu Amagasaki 660)

*** 住友金属工業(株)中央技術研究所 工博 (Central Reserch Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd.)

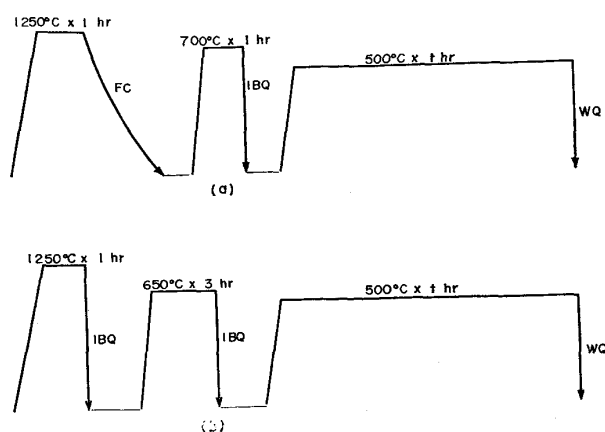


Fig. 1. Heat treatments.

- (a) Fe-0.035%C alloys
(b) Fe-0.35%C alloys

%C 合金でのおおの低Pおよび高P材である。一方鋼F~IはFe-C-Ni-Cr系であり、そのうち鋼FおよびGはFe-0.035%Ni-1.5%Cr系でともに0.050%のPを含有するが、後者はC原子をNbで固定した高P材である。鋼HおよびIはFe-0.35%C-3.5%Ni-1.5%Cr系でそれぞれ低Pおよび高P材である。

低C鋼はフェライト組織、高C鋼はマルテンサイト組織を得た後焼もどしを施して靱化状態とし、さらに脆化処理を施した。その概要をFig. 1(a)および(b)に示す。これらは顕微鏡組織観察やシャルピー衝撃試験およびその破面観察や引張試験における表面亀裂の観察に供した。また低温における引張性質の変化は鋼Hの靱化状態と脆化状態についてのみ調査したが、その際の脆化処理はGE (General Electric) 社によつて開発されたstep cool⁷⁾を用いた。この熱履歴をFig. 2に示す。

2.2 組織観察と機械的性質の調査

顕微鏡組織は2%硝酸アルコールで腐食して検鏡した。また不純物元素の粒界偏析は、ピクリン酸飽和水溶液と塩化第二鉄10%水溶液および塩酸の混合液にアルキル・ベンゼン・スルホン酸ナトリウムを微量添加した

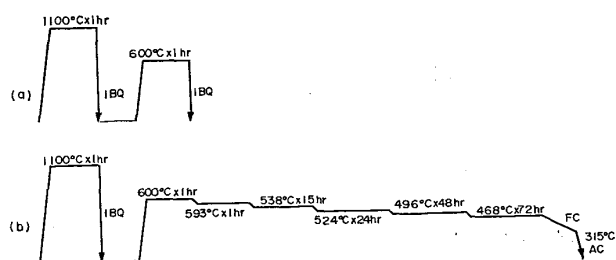


Fig. 2. Heat treatments for the low temperature tensile test specimens of the steel H.

- (a) un-embrittled
(b) embrittled (GE step cooling)

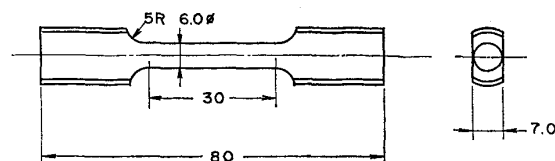


Fig. 3. Low temperature tensile test specimen.

液⁸⁾で現出することを試みた。低温衝撃特性は5mm幅の2mmV切欠シャルピー衝撃試験片を作成し、種々の温度で衝撃吸収エネルギーと脆性破面率を測定し、脆性/延性遷移曲線を求めた。なお粒界破壊した破面の一部のものについてオージェ電子分光分析を行ない、粒界近傍に存在する元素を分析した。また破壊挙動を理解するために、一部の試料の低温引張試験を行なった。等温時効による脆化材については平滑板状引張試験片として引張試験を行なった。この試験片の表面は引張試験前にバフ研磨し、2%硝酸アルコールで腐食して引張り表面に開口するミクロ亀裂を観察した。また鋼Hの低温強度や破壊応力などの測定に供した引張試験片の形状は、Fig. 3の通りである。

3. 実験結果

3.1 顕微鏡組織観察

粒界における微量元素の偏析を検出するとされているピクリン酸、塩化第二鉄、塩酸および水の混合液にアルキル・ベンゼン・スルホン酸ナトリウムを微量添加した溶液⁸⁾に試料を1min(全試料につき1定)浸漬すると、その腐食状況は鋼種および脆化処理時間によつて著しく異なる。Photo. 1およびPhoto. 2にそれぞれFe-0.035%CおよびFe-0.35%C系合金の例を示す。Photo. 1から明らかなように、Fe-0.035%C合金ではP量が0.007%と比較的低いとフェライト粒界は全く腐食されないが、0.045%に増えると500°Cでの10minの脆化処理で粒界がすでに腐食されており、さらに数10minから数10hの脆化処理を施すことによつて極めてはつきりと腐食されている。しかし脆化時間が数100から3000hと非常に長くなると、逆に粒界腐食は弱くなる。これに対し、C原子をすべてNbCとして固定することを試みた鋼Cでは、いかなる時間の脆化処理を施しても粒界は腐食されなかつた。0.35%Cの場合も、Photo. 2から明らかなように、低Pの場合は脆化処理の有無にかかわらず粒界はほとんど腐食されないが、0.039%のPを含有する鋼Eでは、10minから数10hの脆化処理によつて、旧オーステナイト粒界のみならずマルテンサイト・ラス界面も腐食されている。ただし粒界は650°Cの

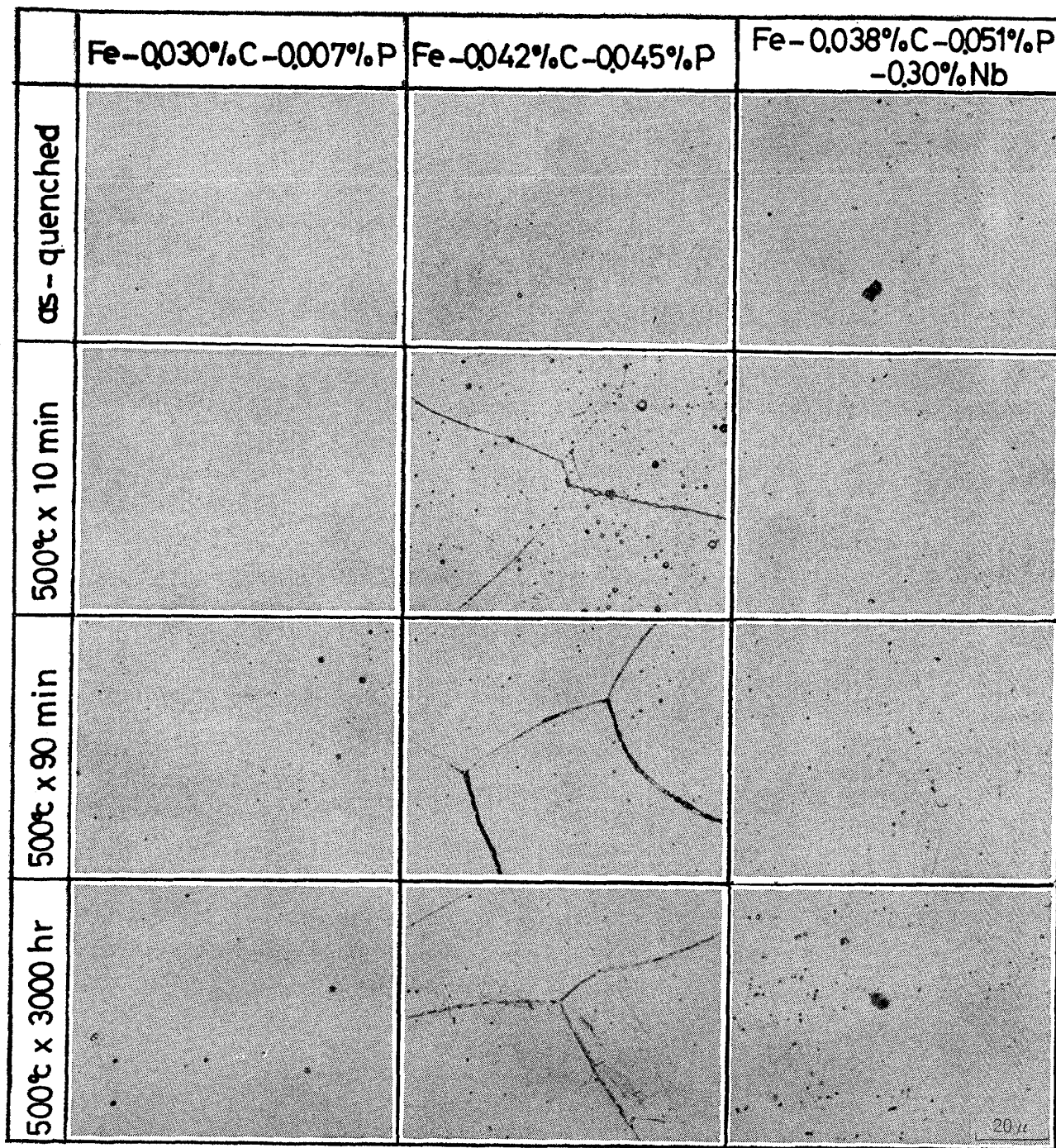


Photo. 1. Microstructures of Fe-0.035%C alloys with varying embrittling time revealed by grain boundary etching reagents.

(etching reagent : aqueous picric acid + ferric chloride + hydrochloric acid + surface active agent
etching time : 1 min)

焼もどしによる再結晶の進行によつて若干くずれている。この場合も 0.035%C 合金と同様に脆化時間が数 100 h 以上に長くなると腐食され難くなる。このような事情は Fe-Ni-Cr-C 系の合金においても全く同様である。

3.2 シャルピー衝撃試験と破面解析

Fig. 4 に Fe-C 系合金の脆化処理時間による 50% 脆性破面遷移温度 vT_s の変化を示す。0.035%C 系の場合にはフェライト結晶粒が極めて粗大になるため、遷移温度のばらつきが大きい。Fe-C 系合金の vT_s は脆化

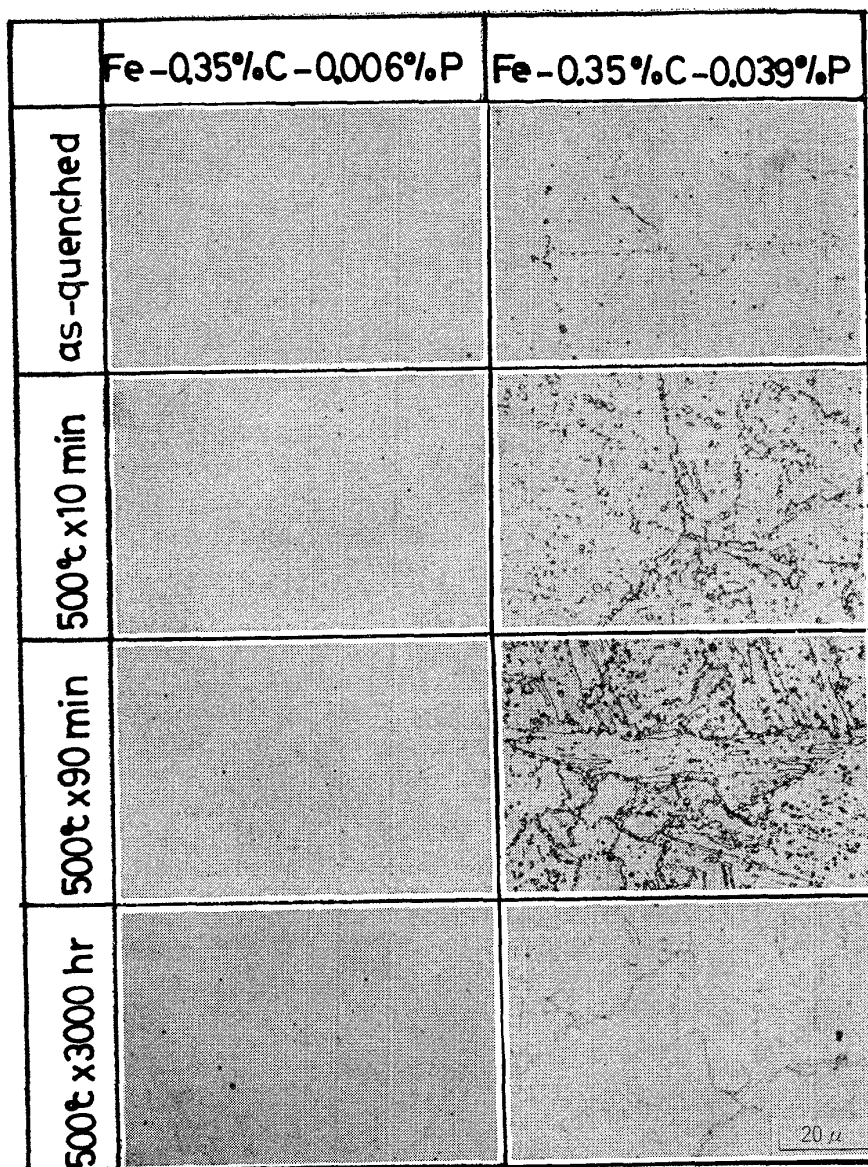


Photo. 2. Microstructures of Fe-0.35%C alloys with varying embrittling time revealed by grain boundary etching reagents.

(etching reagent : aqueous picric acid + ferric chloride + hydrochloric acid + surface active agent)
(etching time : 1 min)

処理時間にほとんど関係がないようである。この事実は焼もどし脆化には P や Sb などの不純物元素のほかに脆化を促進する合金元素の共存が必要であるという、従来からよく知られた結果⁵⁾と一致する。これに対し Fe-Ni-Cr-C 合金では、Fig. 5 のように、かなり様相を異にする。すなわち 0.32%C-3.4%Ni-1.5%Cr-0.053%P の焼もどしマルテンサイトは、500°C におけるわずか 90 min の脆化処理で vT_s は 120°C も上昇し、その後も徐々に脆化をつづけ、1000 h 以上になると回復傾向を示す。0.050%P を含有する 0.034%C 鋼 F は 90 min

間ではほとんど脆化を示さないが、その後の脆化処理時間の延長とともに上昇し、3000 h では vT_s は約 100°C も上昇している。ただ 0.003%P の鋼 H と C 原子を Nb で固定した鋼 G は全く脆化を示さないのは興味深い事実である。

次にシャルピー衝撃試験片の破面形態を走査電子顕微鏡で調べた。0.042%C-0.045%P を含有する鋼 B のフェライトは脆化処理を施しても切欠底から劈開破壊を示しており、また 0.35%C-0.051%P の焼もどしマルテンサイトも、脆化処理を施しても擬劈開破壊で粒界破壊

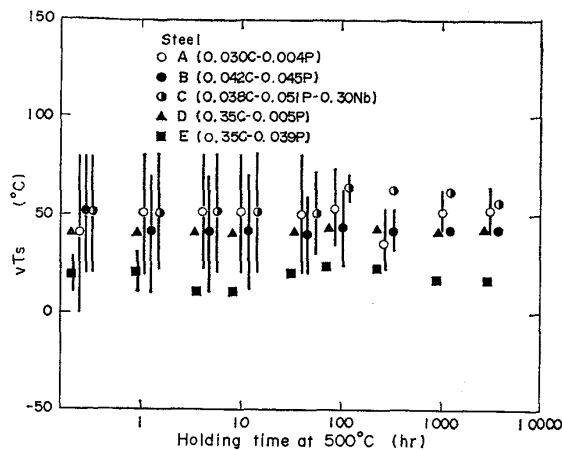


Fig. 4. Relationship between ductile-brittle transition temperature and embrittling time at 500°C in Fe-C alloys doped with P.

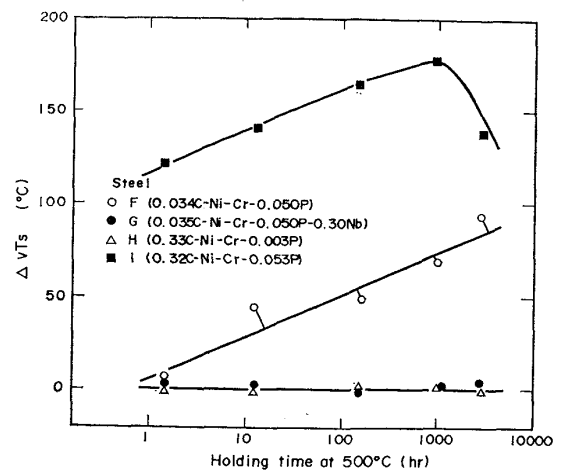


Fig. 5. Relationship between ductile-brittle transition temperature shift and embrittling time at 500°C in Fe-Ni-Cr-C alloys doped with P.

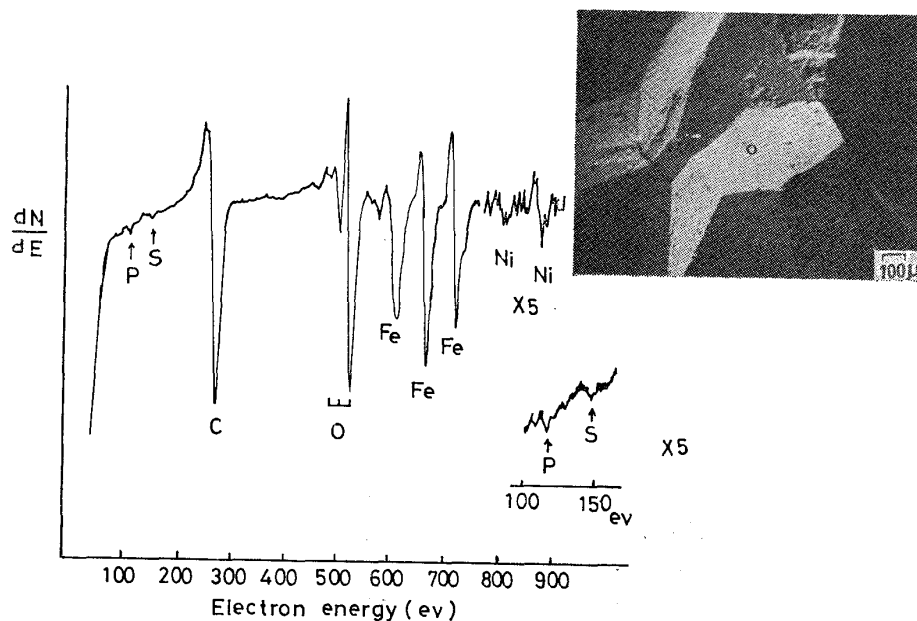


Fig. 6. Auger electron spectrum and scanning electron micrograph of fracture surface of the steel I aged 120 h at 500°C. (O mark in the micrograph is analyzed point).

は認められなかった。一方 Fe-Ni-Cr-C 系合金は靱化処理材を除き、脆化処理材は低 P のもの以外はすべて粒界破壊した。なお Nb で C 原子を固定した鋼 C や G では脆化処理材のみならず靱化材も粒界破壊していた。Fig. 6 は Fe-Ni-Cr-0.32% C-0.053% P 鋼 I を 500°C で 120 h 脆化処理した場合の破面とそのオージェ電子スペクトルを示す。破面は完全に粒界破壊を呈しており、P および Ni 原子が偏析していることがわかる。なお Fig. 6 で P および Ni ピークの大きさが低いのは試料を空气中で破断して分析したためであり、破面に C や

O などが吸着され検出感度が低くなったものと思われる。これに対し、同じように粒界破壊した Fe-0.038% C-0.051% P-0.30% Nb 鋼 C を 500°C で 120 h 脆化処理を施した場合の破面には、Fig. 7 のように P 原子の偏析は検出されなかった。これは Nb で C 原子を固定した鋼は粒界が全く腐食されなかった事実(Photo. 1)とよい対応を示している。

3.3 低温引張試験

Photo. 3 は平滑板状試験片の表面を研磨し、2% 硝酸アルコールで腐食したのち -196°C で引張った際の、

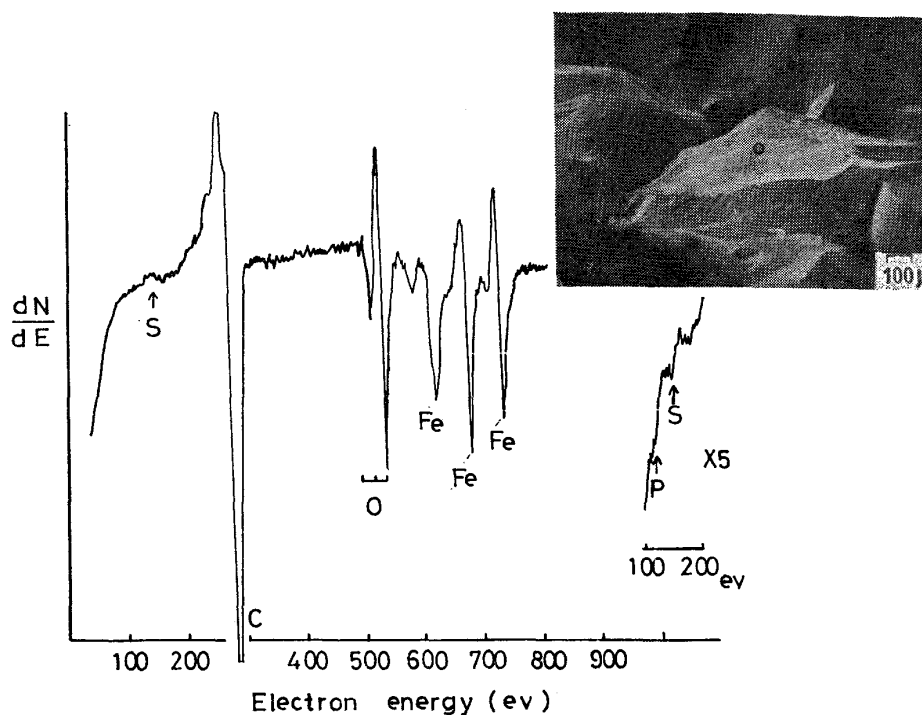


Fig. 7. Auger electron spectrum and scanning electron micrograph of fracture surface of the steel C aged 120 h at 500°C. (O mark in the micrograph is analyzed point).



Photo. 3. Surface micro-crack initiation of temper embrittled alloys after tensile test at -196°C .

(a) the steel F aged 120 h at 500°C

(b) the steel I aged 120 h at 500°C

表面において破断にいたった主亀裂の伝播経路から 5 mm 以上離れた位置でのマイクロ亀裂の発生を示す。(a) は Fe-Ni-Cr-0.034% C-0.050% P 鋼に 500°C で 120 h の脆化処理を施したもので、多数の変形双晶が認められるものの直接それが亀裂の生成には結びつかないようで、他のフェライト粒界が迂り変形を伴いながら口を開くのが観察される。(b) は Fe-Ni-Cr-0.32% C-0.053

% P 鋼に 500°C で 120 h の脆化処理を施したもので、この場合も旧オーステナイト粒界で迂り変形が生じて開口しているのがわかる。しかしながら、このような粒界の開口は研磨した試料表面のみで観察され、試料内部には主亀裂近傍の枝別れや二次亀裂以外のいわゆる安定亀裂は常温から -196°C の範囲にわたって存在しない。この事実は Fig. 3 に示した丸棒引張試験片を種々の温



Photo. 4. Grain boundary crack propagation of temper embrittled alloy after tensile test at -125°C (steel I).

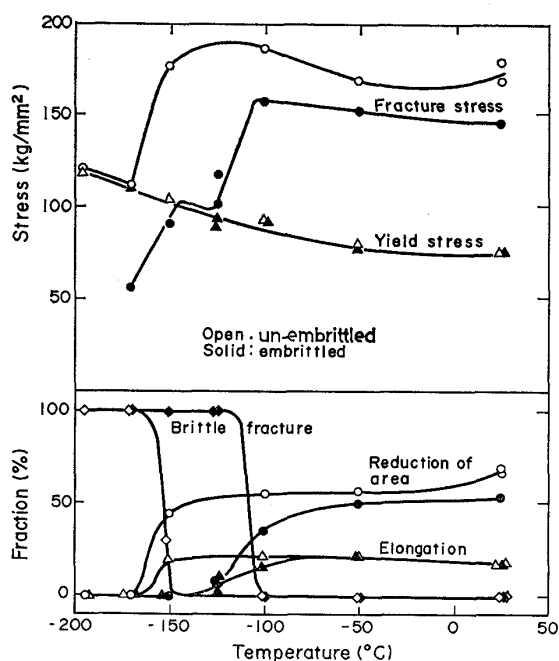


Fig. 8. Results of low temperature tensile test in un-embrittled and embrittled conditions of the steel I.

度で破断後断面を切り出して確めた。Fe-Ni-Cr-0.32% C-0.053% P 鋼を step cool した材料を -125°C で破断した場合の粒界亀裂の伝播を Photo. 4 に示す。この亀裂は、試験片を引張った際に同時に二つの粒界亀裂が発生伝播し、そのうちの 하나가貫通して最終破断にいたり応力が緩和されたため停止したもので、それ以外の安定亀裂は全く存在しない。

Fig. 8 は Fe-Ni-Cr-0.32% C-0.053% P 鋼 I の靱化材と step cool 脆化処理材の低温引張試験結果を示す。Fig. 8 から明らかなように、step cool を施すことにより破壊応力遷移温度が約 50°C 上昇するとともに、その

遷移温度より高温で破壊応力が靱化材に比べて低下していることがわかる。この場合焼もどし温度が 600°C と低かつたため旧オーステナイト粒界に炭化物が微細に分散して生成し、靱化材も脆性域では完全に旧オーステナイト粒界で破断した。また延性域においても、靱化材を 25°C で引張ったものを除き、すべて試料の中心部において引張変形で伸びた旧オーステナイト粒の界面に粒界亀裂が発生し、これが周囲に伝播したのちシア・リップを生成して最終破断にいたった。 25°C で引張った靱化材では試料断面の中心部においてまず延性ディンプルが形成され、それが周囲に伝播したのちシア・リップを生成して破断した。このように粒界で破壊する材料は破壊応力遷移温度の上下で破面の様相が著しく異なり、遷移温度の低温側ではほとんど塑性変形していないので粗い旧オーステナイト粒がそのまま観察されるが、高温側では塑性変形で伸延した粒の縮小した側の界面が現われるので、あたかもディンプル破面のように見える。Fig. 8 に示した脆性破面率はこの変化を示したもので破壊応力の遷移と一致している。

4. 考 察

4.1 P の粒界偏析と焼もどし脆化

$600\sim 700^{\circ}\text{C}$ の温度域で固溶限程度の C 原子を含有した P の多い Fe-C 合金や Fe-C-Ni-Cr 合金を 500°C で脆化処理を施すと粒界が腐食されやすくなる。この事実は古くからよく知られている⁸⁾ ところであるが、C 濃度が高くとも P 含有量が少ないと粒界は腐食され難いので、本実験の範囲では粒界腐食の 1 つの要因は P 原子の偏析であると考えてよいであろう。このように P や Sb などが粒界に偏析する事実はオージェ電子分光によつて確認視されている^{9)~12)} が、本実験においても Fig. 6 のように粒界破面上に P 原子が偏析していることが認められた。一方、C 原子を NbC として固定しフェライトへの固溶 C 原子を減少させると P 濃度が十分高くとも脆化処理によつて粒界が腐食され難い。これは固溶 C 量の減少により粒界におけるセメントイト析出が少なくなるので、腐食過程に必要な局部電池の形成が抑制されるためとも解釈されるが、オージェスペクトルにおいて Fig. 7 のように P の粒界偏析は検出されなかつた。これは Fe-C-Ni-Cr-Sb 合金における大谷らの実験結果¹³⁾ ともよい対応を示すもので、P 原子の粒界偏析の場合も Sb と同様に C 原子のフェライト地への固溶が重要な役割を果たしていると考えられる。すなわち 500°C で 10 min という極めて短時間の脆化処理で粒界腐食がみられる結果や、Nb で原子を NbC として固定すると P の粒界偏

析が検出されなくなった事実は McMAHON³⁾⁴⁾ らの焼もどし後の徐冷や脆化処理中に粒界に析出する炭化物が不純物原子を排斥し、これが非平衡的に粒界に分布するという考え方を支持しているといえよう。

Fe-C-P 合金において、粒界腐食試験で P 原子がはつきりと粒界に偏析していると考えられるにもかかわらず衝撃遷移温度の上昇は全く認められなかった。これは Fe-C 合金において焼もどし脆化が起こらないという従来からの経験⁷⁾と一致するが、P 原子の粒界偏析が脆化を伴わないという事実は興味深いところである。これに対し Fe-C-Ni-Cr-P 合金では 500°C での時効処理によって明らかに脆化し、不純物元素とともに Ni や Cr などの脆化促進元素の共存が必要であることが本実験でも再確認された。しかしながら、ここで注意する必要があるのは、Fe-Ni-Cr-0.034%C-0.050%P 合金の粒界腐食が最も顕著になる条件、すなわち 500°C における 90 min の脆化処理では未だ遷移温度の上昇は小さく、その後粒界が腐食され難くなる 300 h 以上少なくとも 3000 h まで脆化は単調に進行するということである。Fe-Ni-Cr-0.32%C-0.051%P 合金も同様に 500°C における 90 min の時効によりすでに衝撃遷移温度が著しく上昇するが、その後も腐食では過時効と思われる 1000 h までゆるやかながら単調に脆化する。このような挙動は一つには粒界の腐食と P の偏析が完全な対応を示さないこと、すなわち粒界腐食は粒界 P 濃度と局部電池を形成するセメンタイトの分散の両者に支配されており、粒界セメンタイトの凝集が起こりはじめると P 濃度が高くなっても腐食され難くなる可能性、二つには焼もどし脆性に Mn や Ni, Cr などの脆化促進元素の共存が密接な関連をもつ可能性と関係があると思われる。いま、この二つの可能性の区別はできないが、もし後者であれば、Ni や Cr のフェライト中での拡散係数は P のそれよりかなり小さいので、それらが脆化を生ずる分布状態に移行するにはより長時間を要するという事によるであろう。なお長時間の脆化処理によって粒界が腐食され難くなるのは、MULFORD¹⁴⁾ の実験で粒界の P 濃度で過時効によって減少しないことが確認されているので、むしろ粒界セメンタイトの凝集と考えるのが妥当であろう。したがって過時効による靱性の回復は粒界に析出したセメンタイトの凝集によると考えられる。

さらに C 原子を NbC として固定した材料では、Ni や Cr を含有していても遷移温度の上昇が認められないという事実は、粒界強化元素としての C 原子の減少によって酸素による粒界脆化の影響が顕著に現われ、焼もどし脆化が遮蔽された可能性と、セメンタイトが析出しない

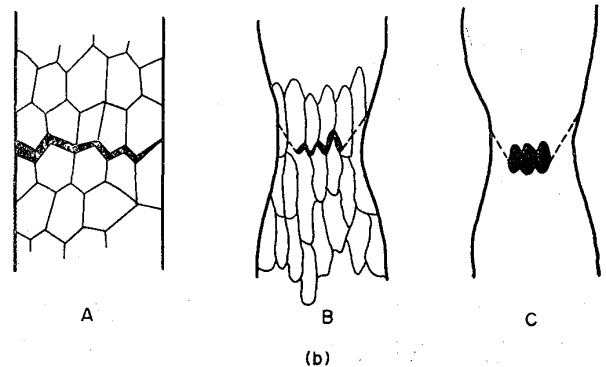
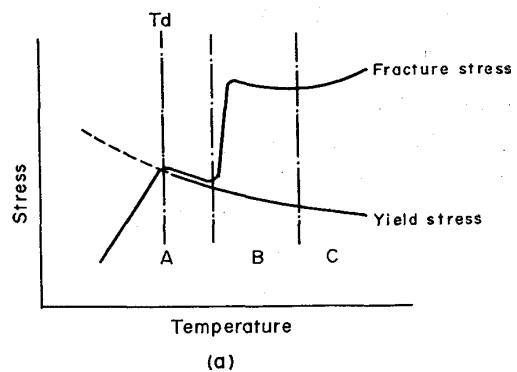


Fig. 9. Schematic illustrations of temperature dependence of fracture behavior ((a)) and its mode ((b)).

ので粒界における P 原子の非平衡偏析を困難にしている可能性が考えられる。

4.2 粒界破壊の機構について

脆化処理を施した材料の破壊挙動は、Fig. 9 に模式的に示すように、見かけ上三つの形態に分類することができる。まず領域 C (Fig. 9 (a)) に示す最も高温側では、引張変形の進行に伴って局部収縮が生じると 3 軸応力によって試料断面中心部で平面歪状態が実現される。したがって試料断面中心部では引張方向に垂直な面内に延性ボイドが合体した亀裂が形成され、これが平面応力状態にある周囲に伝播するとせん断破壊に転化して典型的な cup and cone 破壊となる。ただしこの破壊形態は今回実験に供した脆化処理材では実現されず靱化材のみに観察された。

やや温度が低下して Fig. 9 (a) の領域 B になると、局部収縮ののちに試料断面中心部で伸延した粒の界面で亀裂が発生しこれが周囲に伝播したのちせん断で破壊する。この場合フェライト地が塑性変形によって加工硬化し、その強度が粒界の強度を上まわると粒界で亀裂が発生する。さらに低温の領域 A (Fig. 9 (a)) になると破断面全域にわたって粒界で脆性破壊するが、Fig. 9 (a) の Td で示す温度以上では破壊は降伏の直後に起こる。

これは Photo. 3 に示すように、迂りによつて粒界に歪が集中して亀裂が開口し、一度開口すると安定亀裂として停止することなく貫通亀裂となつて伝播することによると考えられる。ただし表面近傍で発生したものは表面に開口することによつて応力が緩和され一見安定亀裂に類似した微細な表面亀裂として残存する。Td 以下の温度では降伏することなく弾性的な応力集中で粒界亀裂が発生・伝播すると考えられ、破壊応力は極めて低くなる。

一般に材料の脆性破壊応力は GRIFFITH-OROWAN の式⁶⁾¹⁵⁾により次式で与えられる。

$$\sigma_f = \sqrt{\frac{2E\gamma}{\pi C(1-\nu^2)}}$$

ここで σ_f は脆性破壊応力、 E はヤング率、 γ は表面エネルギー、 C は半 Griffith 亀裂長さ、 ν はポアソン比を示す。通常フェライト・パーライト鋼では Td で示す温度以上では Griffith 亀裂⁶⁾としてパーライトコロニー割れが考えられているが¹⁶⁾、焼もどし脆化材ではこのようなミクロな意味での Griffith 亀裂は存在せず、人工切欠や試験片表面の加工による凹凸、あるいは非金属介在物などを起点として応力および歪の集中によつて粒界が開口し、それが停止することなくそのまま破断につながる破壊と考えることができよう。なお Fig. 8 に示すように焼もどし脆化材の破壊応力が靱化材のそれに比べて低いのは、主として不純物元素（いまの場合 P）の粒界偏析により粒界の界面エネルギー（ γ_s ）の低下により破壊応力が低下したためであろう。（Fe の粒界に P が偏析すると γ_s が低下することが報告されている¹⁷⁾。）とくに脆性域では靱化材も粒界破壊をしているため、靱化材と脆化材の破壊応力の差は粒界の結合力の差によるものと考えられる。

5. 結 論

- (1) Fe-C-P 合金および Fe-C-Ni-Cr-P 合金の靱化処理材を 500°C で時効し粒界腐食すると数 10 min～数 10 h の時効で腐食感受性が極めて大きくなるが、数 100～3 000 h では逆に粒界は腐食され難くなる。
- (2) この粒界腐食挙動は P の粒界濃度変化とともに粒界に析出したセメントイトの分散形態に対応していると考えられ、時効時間とともに腐食されやすくなるのは P の粒界偏析とセメントイトの析出によると推定されるが、長時間の時効による変化はセメントイトの凝集に対応するものと考えられる。
- (3) 焼もどし脆化は単に P 原子の粒界偏析のみでは起

らず Ni や Cr などの共存が必要である。

- (4) 600～700°C において固溶限程度の C 原子が共存しないと P の粒界偏析は著しく抑制される。この現象の説明には非平衡偏析説が都合がよい。
- (5) 焼もどし脆化したフェライト組織および焼もどしマルテンサイト組織の脆性破壊は塑性変形による粒界の歪集中あるいは応力集中によつて粒界が開口すると停止することなく貫通亀裂となつて伝播する。したがってパーライトコロニー割れのようなミクロな意味での Griffith 亀裂は存在しないと考えられる。

終りに本研究の発表を許可された中央技術研究所所長小田尚輝博士、同研究所副所長白岩俊男博士、同所次長伊藤慶典博士、邦武立郎博士に感謝いたします。また本研究の過程において種々御指導御討議いただいた大谷泰夫博士に感謝いたします。

文 献

- 1) B. C. WOODFINE: JISI, 173 (1953), p. 229
- 2) D. McLEAN: Grain Boundaries in Metals, (1957), [Oxford Univ. Press]
- 3) H. OHTANI, H. C. FENG, and C. J. McMAHON: Met. Trans., 5 (1974), p. 516
- 4) J. R. RELICK and C. J. McMAHON: Met. Trans., 5 (1974), p. 2439
- 5) J. R. LOW: Trans. Met. Soc. AIME, 245 (1969), p. 2481
- 6) A. A. GRIFFITH: Proc. Int. Congr. Appl. Mech., (1924), p. 55
- 7) J. R. LOW, D. F. STEIN, A. M. TURKALO, and R. P. LAFORCE: Trans. Met. Soc. AIME, 242 (1968), p. 14
- 8) J. B. COHEN, et al.: Trans. ASM, 39 (1947), p. 109
- 9) H. L. MARCUS and P. W. PALMBERG: Trans. Met. Soc. AIME, 245 (1969), p. 1664
- 10) D. F. STEIN, A. JOSHI, and R. P. LAFORCE: Trans. ASM, 62 (1969), p. 776
- 11) R. VISWANATHAN: Met. Trans., 3 (1972), p. 459
- 12) P. V. RAMASUBRAMANIAN and D. F. STEIN: Met. Trans., 4 (1973), p. 1735
- 13) H. OHTANI, H. C. FENG, and C. J. McMAHON: Met. Trans., 7A (1976), p. 1123
- 14) R. A. MULFORD, C. J. McMAHON, D. P. POPE, and H. C. FENG: Met. Trans., 7A (1976), p. 1183
- 15) E. OROWAN: Welding J., 34 (1955), S 157
- 16) Y. OHMORI and F. TERASAKI: Trans. ISI, 16 (1976), p. 561
- 17) E. D. HONDROS: Proc. Roy. Soc., 286A (1965), (1965), p. 479