

討29

住友金属工業(株)中央技術研究所 寺崎富久長 小田光雄

大谷泰夫^o 山中和夫 吉原正裕

1. 緒言

Al やNbを含む鋼の製造工程において鋼塊やC.Cスラブに表面割れが発生したり、熱間加工性が低下する現象があることはよく知られている。割れはオーステナイト粒界割れであるところから高温からの冷却過程における炭窒化物や硫化物の粒界析出や不純物元素の粒界偏析に起因する粒界脆化が考えられるほか熱履歴とそれともなう変態挙動も密接に関係していることが推察される。しかしながら高温脆化機構の検討については最近一部論じられているがまだ十分行なわれていない。本報告は低炭素キルド鋼の500~1000℃の比較的低い温度範囲における熱間延性挙動を調べAlNやMnSなどの第二相粒子のオーステナイト粒界析出にともなう粒界脆化と γ/α 変態時のオーステナイト粒界に沿ったフェライトの生成による脆化の両者に基づく熱間延性低下機構について検討を行なうと共に、薄いフェライト相をオーステナイト相ではさんだ人工二相鋼を用いてモデル実験を行なったのでその結果を述べる。

2. 実験方法

供試鋼はAlキルド鋼(H), S量の低いSiキルド鋼(H-0), S量の高いSiキルド鋼(H-1)であり表1に化学成分を示す。いずれも casting のままの状態を実験に供した。熱間延性はインストロンおよびグリーンブル引張試験機を用いて調査した。インストロンを用いた引張はAr雰囲気中1350℃に加熱したのち1000~500℃の各試験温度まで急速冷却しそこで $2.1 \times 10^{-3}/\text{sec}$ の歪速度で引張った。破面は走査型電子顕微鏡

表1. 供試鋼化学成分 (wt%)

Steel	C	Si	Mn	P	S	solAl	N
H	0.23	0.31	1.48	0.026	0.020	0.084	0.0111
H-0	0.22	0.37	1.42	0.016	0.005	—	0.0048
H-1	0.21	0.39	1.45	0.018	0.031	—	0.0059

(SEM)で観察すると共に抽出レプリカによる析出物の電子顕微鏡観察およびEPMA分析を行なった。また一部の試料についてIMMA分析も行なった。さらに薄い α 相を γ 相ではさんだ人工二相鋼を製作し熱間延性低下現象を証明づけるモデル実験も行なった。

3. 熱間延性挙動の調査

1350℃に加熱後冷却し1000~500℃の各温度で引張った場合の破断延性の測定結果を図1に示す。破断延性はいずれも700~800℃の $\alpha+\gamma$ 二相温度域で低下しているがAlキルド鋼(H)はこの温度域で著るしい低下を示すのに対しSiキルド鋼(H1)の低下の程度は小さく、S量の低いSiキルド鋼(H-0)はさらに小さい。800℃以上でもAlキルド鋼はSiキルド鋼に比べると破断延性は低い値を示している。

図2は1250℃に加熱後冷却を行ない γ 域、 γ/α 変態途中 γ/α 変態完了から再加熱し、再加熱途中の種々の温度でグリーンブル引張試験を行なった場合の絞り値を示す。再加熱温度(T)は900℃,700℃,500℃である。試験温度が950℃の場合にはT=700℃の場合が最も延性が低下し、T=500℃の場合が最も延性が高い。950℃における延性の低下が γ 粒の大きさに起因するならばT=900℃の場合に延性の低下が最も

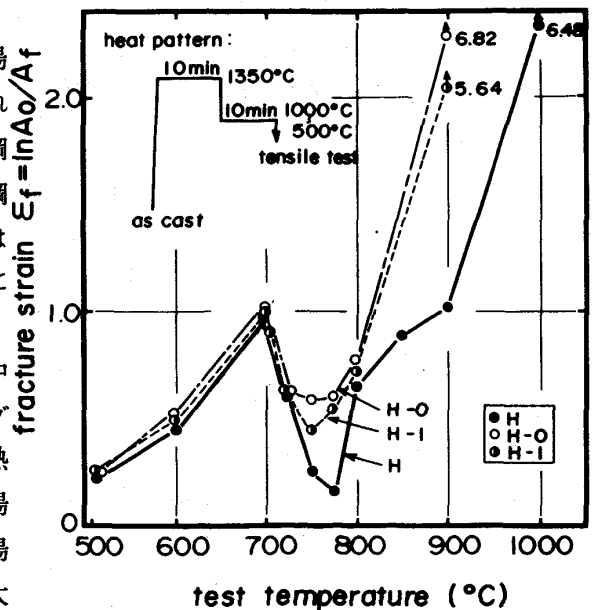


図1. 熱間引張試験結果

顕著なはずであり、冷却途中に析出する析出物に起因するならば $T=500^{\circ}\text{C}$ の場合に析出量が最も多いと考えられるので $T=700^{\circ}\text{C}$ における延性の低下はこれらの因子に単独に起因するとは考え難く、さらに $T=700^{\circ}\text{C}$ の場合の特徴は旧 γ 粒に沿ってフェライト変態と AlN の析出が起こる温度域である。試験温度が 1150°C になると延性は回復し熱履歴の影響を受けない。

4. 破面および組織観察

熱間引張後の破面をSEMで観察した。図3にSEMによる破面形態の観察結果を示す。700 $^{\circ}\text{C}$ 以下および800 $^{\circ}\text{C}$ 以上では通常の粒内延性破壊であるが破断延性の低下がみられる700~800 $^{\circ}\text{C}$ の温度範囲でいずれの鋼も程度の差はあるが粒界破壊がみられた。粒界破壊の混在する割合はAlキルド鋼(H)で大きくSの高いSiキルド鋼(H-1)、Sの低いSiキルド鋼(H-0)の順に小さくなっている。Alキルド鋼では750~775 $^{\circ}\text{C}$ にかけてほぼ100%粒界破壊を示している。

粒界破面をよく観察すると写真1(a)、(b)のように粒界面は無数の小さなディンプルの集合体から成っており粒界延性破壊を示している。Alキルド鋼についてディンプルの底に存在している析出物を抽出し電子顕微鏡で観察したところ写真1(b)のように AlN が多く同定された。一方Siキルド鋼では写真2(b)のようにディンプルの底に MnS が存在している。次にミクロ組織を光顕で観察したところ延性の低下がみられる温度域でオーステナイト粒界に沿ってフェライトが生成しており、とくに延性の低下が著しい750~775 $^{\circ}\text{C}$ の温度域でオーステナイト粒界にフェライトが薄くフィルム状に生成している。図4は電顕観察結果に基づいた冷却過程における AlN の析出状況を模式的に示す。高温から冷却するにしたがってまず γ 粒界に AlN が析出しさらに温度が低くなるとこの粒界から初析フェライトが生成するがこれと共に微細な AlN がフェライトの中に析出する。

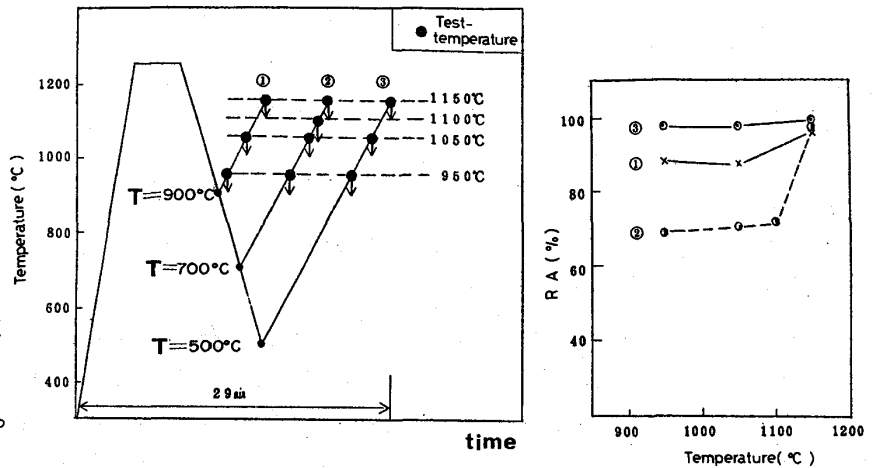


図2. グリーン引張ヒートパターンと試験結果

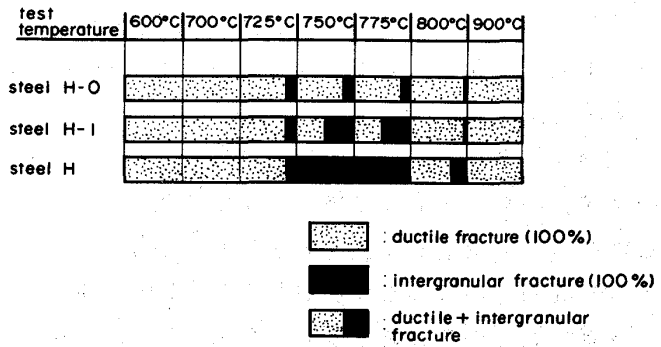


図3. SEMによる熱間引張破面観察結果

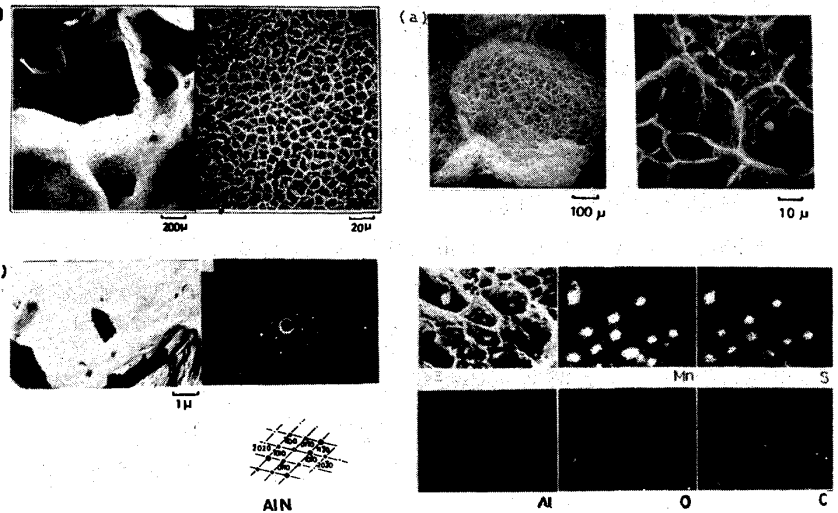


写真1. Alキルド鋼(H)の引張破面観察 (a)SEM写真, (b)電顕写真

写真2. Siキルド鋼(H-1)の引張破面観察 (a)SEM写真 (b)EPM

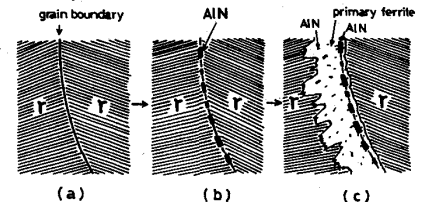


図4. 冷却過程における AlN 析出状況

5. 粒界脆化機構

SEMによる破面観察や光顕ミクロ組織観察から粒界脆化の主要因として(1)オーステナイト粒界からのフィルム状のフェライトの生成、(2)オーステナイト粒界における第二相粒子の析出、があげられる。(1)に関して図5はオーステナイト粒界からのフェライトの生成状況(I~V)と破断延性の温度変化を模式図的に示したものである。フェライトがオーステナイト粒界にごくわずか島状に生成した状態(I~III)では引張応力がかかってもフェライトの周りのオーステナイトによる塑性拘束があるため延性は比較的良好であるが、オーステナイト粒界全体にわたって薄くフィルム状に生成した場合(IV)フェライト部に歪の集中が極めて大きくなるため延性は著しく低下するものと考えられる。これに加えて(2)のオーステナイト粒界に第二相粒子が共存すると延性の低下は助長される。(2)については延性破壊を起こす場合の破断延性は第二相粒子の体積含有率に支配される⁷⁾ため基本成分が同一の場合はsolAl,N,Sなどの量が多いほどその低下が大きくなり図1の結果はこれを裏付けている。図6はキルド鋼の粒界延性破壊機構を模式図的に示したものである。オーステナイト粒界にフィルム状にフェライトが生成した状態で引張応力がかかるとフェライト部に歪が集中し、このフェライト部の中に存在するAlNやMnSなどの第二相粒子を起点として空洞が発生し粒界に沿って破壊するものであろうと考えられる。

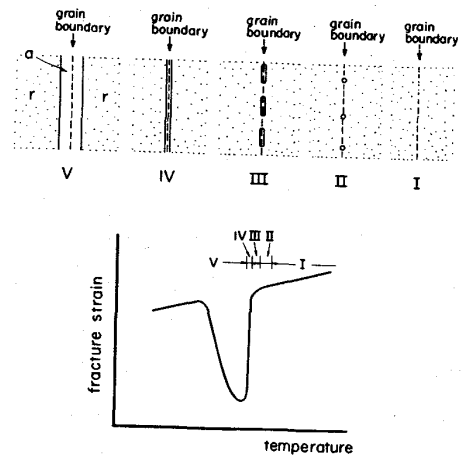


図5. オーステナイト粒界からのフェライトの生成状態と破断延性の関係模式図

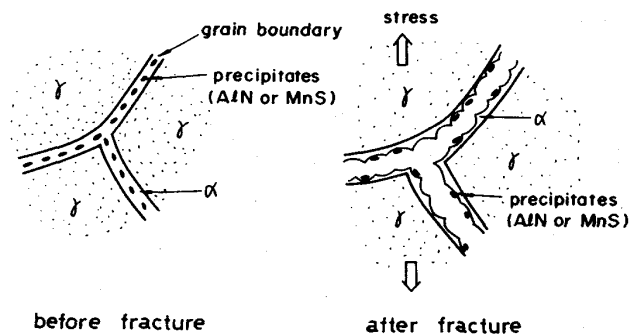


図6. キルド鋼の粒界延性破壊機構模式図

6. 人工二相鋼を用いたモデル実験

一般に二相混合組織をもつ応力-歪状態は二相の分布状態、体積率、強度などによって異なる。いま図7のような最も単純な $\alpha + \gamma$ 二相状態の全歪は α, γ 各相の歪がおのおの独立に寄与するものと仮定すると(1)式で表わすことができる。

$$\epsilon_T = \epsilon_\alpha V_\alpha + \epsilon_\gamma V_\gamma \quad \dots\dots\dots (1)$$

ここで ϵ_α : α 相の歪, ϵ_γ : γ 相の歪
 V_α : α 相の体積率, V_γ : γ 相の体積率
 $V_\alpha + V_\gamma = 1$

(1)式を変形すると(2)式となる。

$$\epsilon_T = \epsilon_\alpha \{ V_\alpha + R_\epsilon V_\gamma \} \quad \dots\dots\dots (2)$$

ここで $R_\epsilon = \epsilon_\gamma / \epsilon_\alpha$, R_ϵ は α 相や γ 相の分布状態、体積率、温度、加工度などに依存するパラメーターである。破断が α 相でのみ生ずるとして破断時の ϵ_T を ϵ_α^F とすると $\epsilon_\alpha \leq \epsilon_T$ が成り立つ範囲で

$$\epsilon_\alpha^F = \epsilon_\alpha^F \{ V_\alpha + R_\epsilon V_\gamma \} \quad \dots\dots\dots (3)$$

と表わせる。 ϵ_α^F は破断延性に相当し α 相内に存在する第二相粒子の体積含有率に支配され $\epsilon_\alpha^F = k \frac{1-f}{f}$ (kは定数, fは第二相粒子の体積含有率)が実験式として出されている。この式を用いると(3)式は

$$\epsilon_\alpha^F = k \frac{1-f}{f} \{ V_\alpha + R_\epsilon V_\gamma \} \quad \dots\dots\dots (4)$$

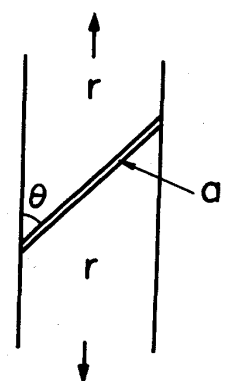


図7. 単純な $\alpha + \gamma$ 二相状態

となる。(4)式は破断時のトータル歪は第二相粒子の体積含有率に依存する項と α 相の体積率および α 相と γ 相の歪の分配比 R_{ϵ} に依存する項の積の形となっており、これはちょうど5.で述べた破断延性がオーステナイト粒界からのフェライトの生成とオーステナイト粒界における第二粒子の析出に支配されることを示す式を表わしている。

Alキルド鋼Hについて(4)式を用いて ϵ_T^F を計算した。 V_{α} は組織観察から、 f は抽出レプリカ電顕観察からそれぞれ求めた。 α 相と γ 相の歪の分配比 R_{ϵ} は直接求めることは困難なため薄いフェライト鋼をオーステナイト鋼ではさみこれを鍛造、熱延して中心部に数十ないし数百ミクロンの厚さの α 相を含む二相鋼を作り、これを熱間で引張って α 、 γ 各相の歪を光顕およびSEMで測定して $\epsilon_{\alpha}/\epsilon_{\gamma}$ を求めた。(図8) 図8より600~900°Cの温

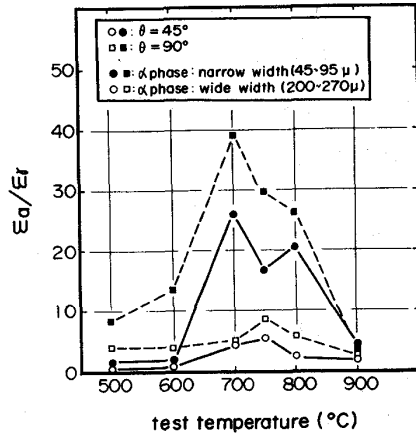


図8. 人工二相鋼による $\epsilon_{\alpha}/\epsilon_{\gamma}$ の温度変化測定結果

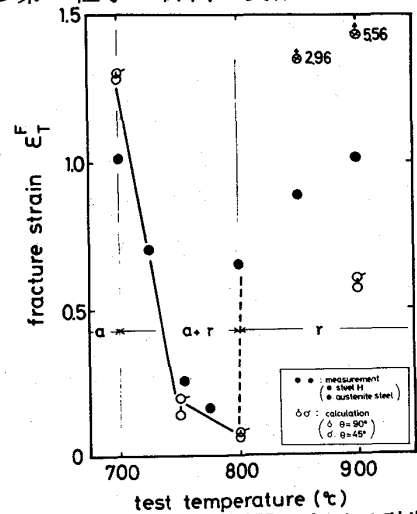


図9. Alキルド鋼Hにおける破断延性の計算結果と測定結果の比較

度域にかけて α 相に歪の集中がみられるが α 相の幅が狭い方が歪の集中度が大きく引張方向に対する α 相の角度が90°の方が45°の場合より歪の集中度が大きい。鋼Hもこのような人工二相鋼における歪の分配率と同じようなオーダーの値をとるものと仮定して用いた ϵ_T^F の計算結果を実測結果と合せて図9に示す。図9から700~800°Cの延性低下域で計算結果は実測にかなり近い値を示している。800°C以上で計算結果は実測より低い値を示しているのは鋼Hはオーステナイト一相組織となるが人工二相鋼の方は依然として $\alpha + \gamma$ 二相状態のままであるためであろうと考えられる。

7. 結言

低炭素キルド鋼の約500~1000°Cの比較的低い温度範囲における熱間脆性の要因としてAlNやMnSなどの第二相粒子のオーステナイト粒界析出にともなう粒界脆化と γ/α 変態時のオーステナイト粒界からのフェライトの生成にともなう脆化が重要であり、それらが共存すると粒界脆化は一層助長される。人工二相鋼を用いた熱間延性の解析結果もこれを証明づけている。したがって熱間延性はオーステナイト粒界でのフェライト相の生成・消失、粒界への第二相粒子の析出・固溶の両者に大きな影響を受け粒界で起こるこのような挙動が鋼の熱間性質に重要であるといえる。

参考文献

- 1) L. Schmidt et al : Scand. J. Met 3 (1974) p.193
- 2) 小田, 大谷, 吉原, 梨和, 村岡, 尾崎 : 鉄と鋼 63 (1977) s.110
- 3) 長谷部 : 鉄と鋼 48 (1962) p.761
- 4) 松本, 大内, 天明 : 鉄と鋼 63 (1977) s.722
- 5) 寺崎, 山中, 大谷, 小田, 吉原 : 鉄と鋼 64 (1978) s.719
- 6) 鈴木, 西村, 山口 : 鉄と鋼 64 (1978) s.660
- 7) L. Roesch : Mem. Sci. Rev. Met 66 (1969) p.29
- 8) J. Gurland and J. Plateau : Trans. ASM 56 (1963) p.442