

## D-11 キルド鋼の熱間脆化（熱間延性低下）

### 1. 概要

キルド鋼は加熱温度 1200℃以上から冷却する際、700～800℃間で熱間延性が低下する。特に Al キルド鋼において顕著である。この温度域では、オーステナイト粒界にフェイルム状のフェライトが析出し、かつ粒界に第二相粒子（AlN、MnS）が析出するために、延性が低下する。

### 2. 損傷を受ける材料

キルド鋼（Al、Si を用いて脱酸した鋼、Al キルド鋼が代表的である）

### 3. 損傷機構、事例

キルド鋼を 1200℃以上から冷却する際、700～800℃間で熱間延性が低下する。特に Al キルド鋼において、延性の低下は著しい。図 1 に、

表 1 に示した 3 種類のキルド鋼に関する熱間引張試験の結果を示す。H は Al キルド鋼、H-0 と H-1 は Si キルド鋼である。H-0 は、他の鋼種より S 濃度が低い。いずれの鋼も、破断延性は図 1 に示すように、500℃からの温度上昇と共に上昇するが、700～800℃の温度範囲では低下する。特に Al キルド鋼の破断延性の低下は著しい。Si キルド鋼の破断延性の低下は、Al キルド鋼に比べて少なく、低 S 鋼の破断延性の低下はより少ない。なお、熱間引張試験の条件は、試験片を 1350℃10 分間加熱した後、各試験温度に急速冷却し、10 分間保持し、その後その温度で引張試験を行った結果である。図 1 の縦軸は、

表 1. 試験に使用したキルド鋼の組成<sup>1)</sup>

| 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 |

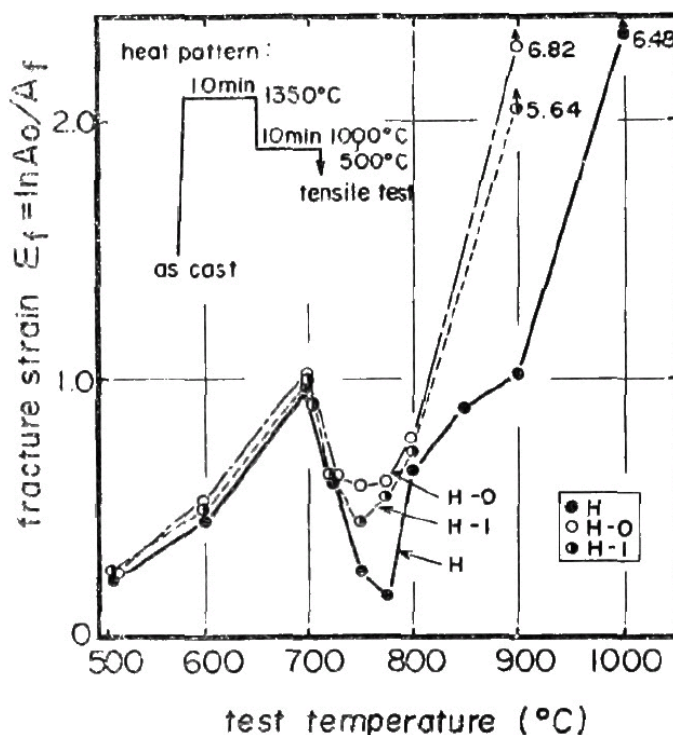


図 1. 熱間引張試験結果<sup>1)</sup>

破断歪み  $\varepsilon_f = \ln(A_o / A_f)$  であり、ここで  $A_o$  は熱間引張試験前の試験片断面積、 $A_f$  は引張試験後の破断面積である。

破面形態は、延性低下を示さない温度域（700℃以下、800℃以上）では粒内延性破壊の形態であるが、延性が低下する温度域（700℃～800℃）では粒界破壊が見られるようになる。延性低下が著しいほど、粒界破壊の割合が多く、Al キルド鋼は 750℃～775℃で 100%粒界破壊となる。破断延性が見られる温度域では、オーステナイト粒界に沿ってフェライトが薄くフィルム状に生成している。粒界破面を高倍率で観察すると、破面は無数の小さなディンプルの集合体から成っており、粒界延性破壊の形態を示している。また、ディンプルの底には、Al キルド鋼の場合は介在物として主に AlN が、一部 MnS が見られる。Si キルド鋼のディンプルの底には MnS が見られる。

以上のような破壊形態から、粒界延性破壊のメカニズムは次のように考えられている。700～800℃の温度域はオーステナイトから初析フェライトが生成する  $\alpha + \gamma$  二相領域にあたるため、初析フェライトが粒界に薄くフィルム状に生成する。また、粒界には第二相粒子（AlN、MnS）が析出する。フィルム状のフェライト層の生成と、粒界に析出した第二相粒子（AlN、MnS）に起因して延性の低下が生じる。

図 2 にオーステナイト粒界からの初析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的に示す。I のオーステナイト単相域では延性は良好であり、オーステナイト粒界からフェライトがごくわずかに生成した II や III のような状態で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変形があるため延性は比較的良好である。フェライトがオーステナイト粒界全体

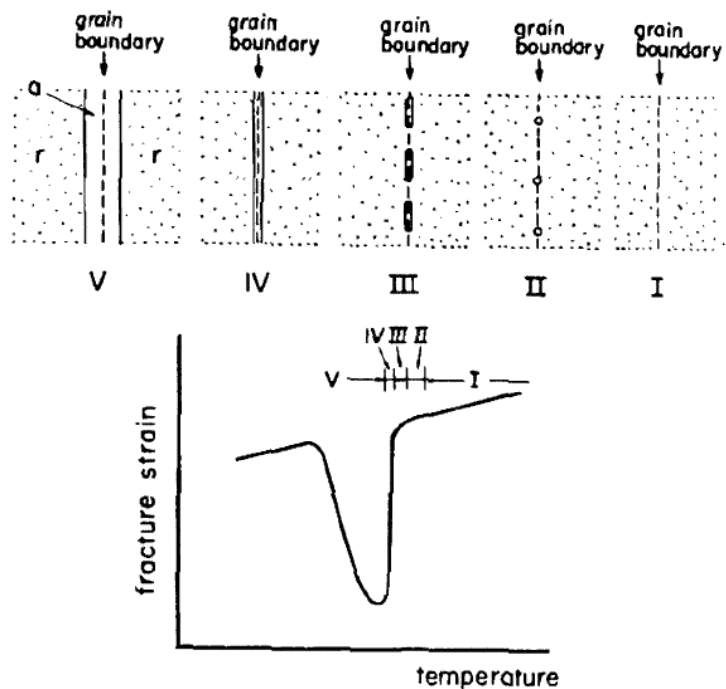


図 2. 破断延性の温度依存性とオーステナイト粒界からの初析フェライトの生成状況（I～V）<sup>1)</sup>

にわたって薄くフィルム状に生成したⅣの状態の場合フェライト部に歪の集中が極めて大きくなるため破断延性は著しく低下する。フェライトがオーステナイト粒界の幅広く生成したⅤのような状態の場合は、フェライト部にかかる歪集中の程度はフェライトの幅の増加と共に緩和されるため延性の低下は次第に小さくなっていく。このようにオーステナイト粒界からのフェイルム状の初析フェライトが生成すると延性の低下をきたすが、これに加えてオーステナイト粒界に第二相粒子（AlN、MnS）が存在すると延性の低下を一層助長する。

図4はキルド鋼の粒界延性破壊機構を模式的に示す。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第二相粒子（AlN、MnS）を起点として空洞が発生し粒界延性破壊をする。Al キルド鋼において、延性破壊が顕著に生じるのは、粒界に析出する第二相粒子（AlN、MnS）が多いためである。

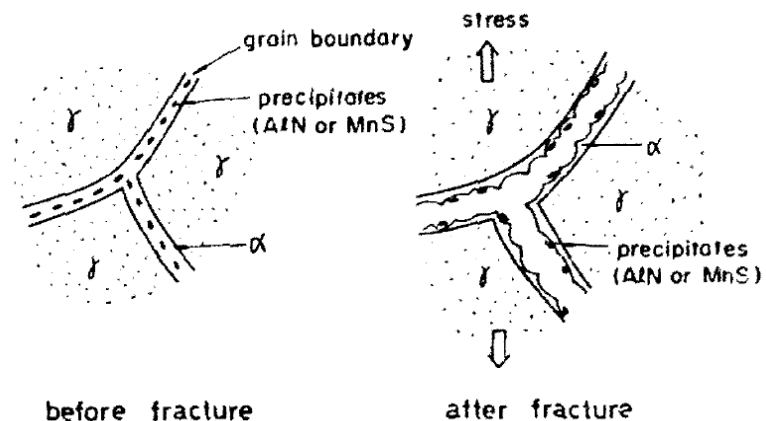


図3. 粒界延性破壊も模式図<sup>1)</sup>  
(左：破断前、右：破断後)

#### 4. 参考文献

- 1) 山中和夫、他：鉄と鋼 第65年 第9号 1410～(1979)