

技術資料

UDC 669.14.018.295 : 539.42 : 539.55

高張力鋼の破壊靱性および冶金的要因について*

三 村 宏**

On Fracture Toughness and Metallurgical Factors in High Tensile Steel

Hiroshi MIMURA

1. 序 論

鉄鋼は一般に低温になるに従い延性が減少して脆くなる。そのため鋼材の低温における使用は制限をうける。その際問題になることが二つある。一つは設計応力、最低使用温度に応じて鋼材に要求される靱性の特性値をいかにして定めるかであり、もう一つは使用温度で必要な靱性値をもつ鋼をいかにして作るかである。前者については、従来は鋼材に対する靱性値の要求は破壊事故調査などの経験に基づいて使用温度での 2 mm V ノッチシャルピー衝撃試験（以下 V シャルピー試験と略す）の衝撃吸収エネルギーでなされることが多かつたが、最近の破壊力学の発展は大型試験機の普及と相伴つて使用条件下で要求される破壊靱性値を明確にしてきた。一方後者は鋼材の靱性と冶金学的要因の関係を明らかにしようとする仕事で、最近とくに微視組織との関連で鋼の靱性を系統的に整理することが行なわれてきた。ただし後者にあつては鋼の靱性は主として V シャルピー試験によつて評価されている。V シャルピー試験から得られる特性温度例えば破面遷移温度 vT_{rs} やエネルギー遷移温度 vT_{re} が脆性破壊の発生および伝播特性とどのような関係があるのかは、必ずしも明確ではない。しかしながら V シャルピー試験はその簡明さと広い普及度のゆえに漠然と靱性の標準的な一つの目安になつてきた。発生および伝播特性はおのおの COD 試験およびプレスノッチシャルピー試験（以下 P シャルピーと略す）でよく表わされることが破壊力学的研究でわかつてきたが、冶金的研究にこれらを活用する時期的な余裕がなかつたのである。現時点では V シャルピー試験の特性値に材料の伸びや降伏点を考慮した補正

を施して、大型引張試験の結果すなわち破壊発生および伝播停止特性を推定しようとしている段階である。しかし今後の課題としては vT_{rs} だけでなく、発生および伝播の特性値が冶金学的要因によつてどのように変化するかを明らかにすることが大切である。なぜならばそうすることによつて上の二つの分野の研究（破壊力学と冶金学）がかみ合つて、より有効に活用されると考えられるからである。

2. 工学的に要求される各種の破壊特性値

近年鋼材に対する破壊力学の適用と発展によつて、使用条件からどのような破壊靱性値が要求されるかがかなり明確になつてきた。このような事情は総合報告も多い¹⁾³⁾⁷⁾ので、ここでは要約だけを述べ、V シャルピー試験がこれらの破壊の特性値とどのような関係にあるかについて述べることにする。破壊靱性は大まかには破壊発生に対する値と破壊伝播停止に対する値とがある。後者は構造物にとつて安全側の従つて経済的には高価な設計基準を与える。前者はその逆である。

2.1 脆性破壊の発生条件

脆性破壊発生を防ぐには材料の破壊靱性を示す K_C 値（臨界応力拡大係数）が、 $K_C > \sigma \sqrt{\alpha \pi C}$ を満足しなくてはならない¹⁾。ただし α は形状係数*、 σ は使用応力（もしくは使用応力と残留応力の和）、 $2C$ は施工後または使用中の検査で見逃しうる亀裂の最大長さである。 K_C 値は Deep Notch Test により求められる²⁾。ただし残留応力の影響とか構造上の歪集中部（たとえばノズル取付部）のため切欠尖端での塑性変形域が大きくなるような場合には、破壊条件は K_C 値でなく δ_c 値（臨界亀裂開口変位、COD）による条件を用いる必要があるとされている³⁾。

* 第15回西山記念技術講座テキスト“脆性破壊”に加筆

昭和47年7月6日受付（依頼技術資料）

** 新日本製鉄（株）製品技術研究所 工博

* α は試験片形状（構造物形状）とノッチ形状の関数として弾性力学的に計算されている。無限板では $\alpha=1$ 。

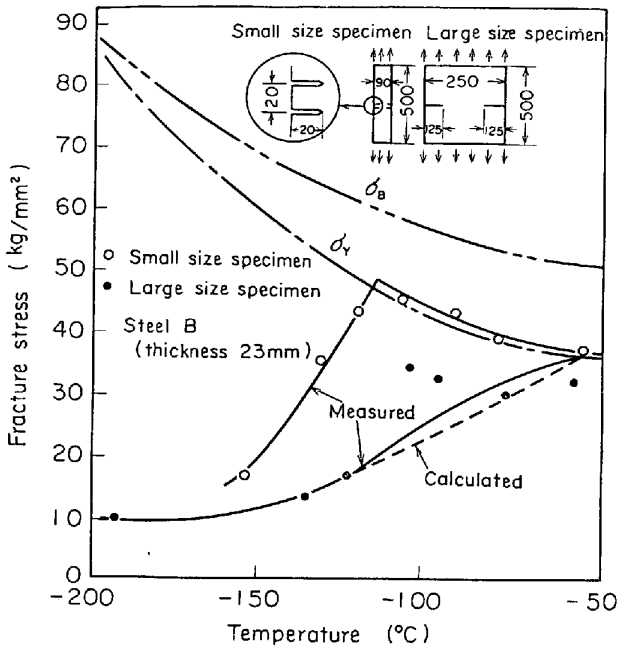


Fig. 1. 小型の試験片で実測された COD 値を用いて計算した破壊応力 (鎖線) と、大型試験片での破壊応力 (実線・黒丸) の比較³⁸⁾. 注目すべきことは、小型試験片が全面降伏 (General yielding) していてもその COD 値から大型試験片の低応力破壊応力が推定できることである。

大型引張試験の Deep Notch Test とよい対応性のある小型試験としては COD 試験が知られている³⁾. すなわち小型の曲げまたは引張試験で測つた δ_c 値から計算された K_c 値は実測される K_c 値とよく合うことが示されている (Fig. 1 参照). これに対して V シャルピ試験での特性温度 vT_{rs} または vT_{rb} (100% 脆性破面遷移温度) と Deep Notch Test の特性温度, T_L (低応力遷移温度) または T_i (ある亀裂長さに対する破壊発生温度) の間にはよい相関は見出されていない²⁾.

2.2 脆性破壊の伝播停止条件

使用温度で脆性亀裂の伝播を停止せしめるためには, $K_c^d > \sigma \sqrt{\alpha \pi C^i}$ なる K_c^d 値 (動的な臨界応力拡大係数) が必要である¹⁾. ここで α, σ はおのおの形状係数, 使用応力, $2C^i$ は亀裂が停止するまでに走つた距離で極端に

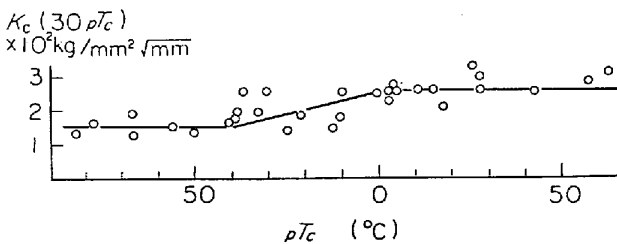


Fig. 2. ρT_c 温度における K_c^d 値⁵⁾. 各点が 1 つの鋼材に対応する. $K_c (30, \rho T_c)$ は板厚 30 mm の鋼板の ρT_c 温度での K_c^d 値である.

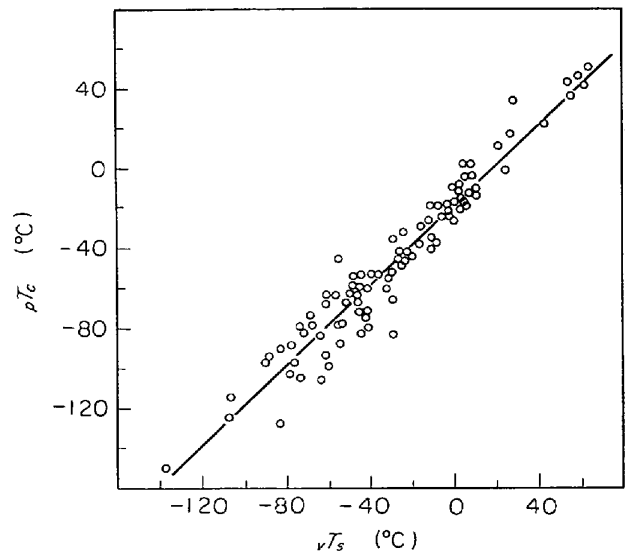


Fig. 3. vT_{rs} と ρT_c の関係⁵⁾.
平均的に $\rho T_c = vT_{rs} + 18^\circ C$

脆化している領域の拡りとか, 非常に長い亀裂に対する有効亀裂長さとかを想定すればよい. K_c^d 値は二重引張試験または ESSO 試験で求められる⁴⁾. これらとよい相関をもつ小型試験としては P シャルピ試験が知られている. すなわち P シャルピ試験の破面遷移温度 ρT_c での K_c^d 値はほぼ一定になるとされている⁵⁾. P シャルピ試験は切欠をプレスで与えることにより, 脆性破壊の発生をきわめて容易にしその衝撃特性が伝播抵抗だけで定まるように工夫されたものである*. 一方 V シャルピ試験には切欠底部からの亀裂発生過程を含むので, 発生特性的な要素も含んでいるため P シャルピほどには K_c^d 値とよい相関はない. ただ破面遷移温度は試験法によつて著しく変わることはないと考えられ, vT_{rs} と ρT_c とは一応相関があり平均して vT_{rs} は ρT_c より $18^\circ C$ 低いといわれている (Fig. 3 参照). しかし Al キルド細粒軟鋼のように vT_{rs} が ρT_c より $50^\circ C$ 程度低い例もある.

以上のように V シャルピ試験では衝撃値は重要な意味をもたず, vT_{rs} が靱性を表わす本質的な目安となる. このことはたとえば V シャルピ試験で LC 方向で衝撃値がかなり異なる場合でも vT_{rs} と K_c, K_c^d 値には LC の方向差がほとんどない⁷⁾ ことからわかる.

2.3 ガスパイプラインの破壊の伝播停止条件

ガスラインパイプの脆性亀裂停止は破面率で支配され

* DWTT³⁾ や DT 試験⁴⁾ も P シャルピ試験と同じ趣旨の試験で, 原厚で試験することで板厚効果もとり入れてある. 破面遷移温度が K_c^d と関係をもつことは必ずしも自明ではない. 小倉⁵⁾ によればシャリッパ (shear lip) の形成すなわち延性破面の出現が K_c^d 値の決定に重要な役割を演じている.

ている⁹⁾。これは内包ガスの減圧波速度と亀裂速度（破面率の関数）の比較により停止条件が定まるという事情による。さらにガスラインパイプでは不安定破壊がせん断破断で生ずることがある。Battelle 研究所の研究によれば、次のエネルギー条件 $G \leq G_c$ を満足すれば亀裂は伝播を停止する⁹⁾。ここで G は亀裂の単位長さの進行に伴うエネルギー解放率、 G_c は表面エネルギーである。 G_c を求める適当な試験方法がない（不安定延性破壊の実験室的再現ができていない）ので、延性破断域でのVシャルピ衝撃値で代用している。

2.4 破壊の発生および伝播特性とVシャルピ試験

この章の始めに述べたように、Vシャルピ試験は破壊の伝播特性とは一応相関をもつが発生特性とは相関が悪い。一般に発生特性と伝播特性の間に必ずしもよい相関はない。たとえば vT_{rs} が零度付近の軟鋼の T_L 温度は -100°C 以下にもなる²⁾。一方 9% Ni 鋼では K_C と K_C^d 値曲線が温度が変わると交叉する^{19)*}。しかしながら亀裂の伝播は発生時の繰返しであると考えれば、本来同じ現象がなんらかの条件の差により異なつて現われたとも考えられる。事実対象を同種類の鋼種に限ればVシャルピ試験と発生試験である COD 試験と一応の相関が認められるという報告もなされている¹¹⁾ (Fig. 4 参照)。以下発生と伝播特性の差を支配する要因について考察を加えることにする。

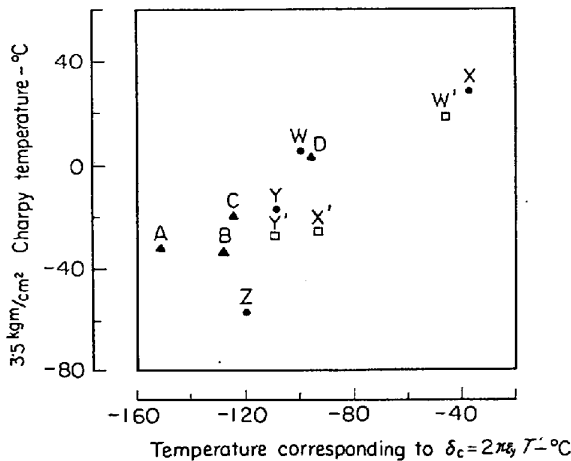


Fig. 4. COD と V シャルピ試験の遷移温度の関係¹¹⁾。50キロ級鋼の母材 (▲), 自動溶接デポ (●), 手溶接デポ (□)。縦軸の 3.5 kgm/cm^2 は慣用的な衝撃エネルギー要求値, 横軸で ϵ_y は降伏歪, T は板厚。

* 発生（伝播開始）ができないのに伝播するわけがないので、 K_C 値が K_C^d 値より低くなることは矛盾しており説明を要する。説明としては、(1) 発生の際切欠先端領域では塑性歪のため脆化し K_C 値が低くなつて、あるいは(2) K_C 値測定は板厚方向に直線的な切欠でなされ、 K_C^d 値では亀裂先端の形状が放物線状になる（シャープリップの形状⁹⁾）とかが考えられる。いずれにせよ 9% Ni 鋼では K_C 値と K_C^d 値が近いからこのような現象が現われると考えられる。

直観的に考えれば発生と伝播とでは亀裂先端付近での歪速度および亀裂先端の微小部分の伸び（亀裂鈍化のよう）に差があり、これが K_C と K_C^d の差の原因であろう。

(1) 歪速度依存性

破壊の発生と伝播をただ単に静的と動的な現象の違いと見なそうとする考えがある¹²⁾。軟鋼は歪速度に敏感な材料で、従つて発生と伝播特性の差が大きいとしている。伝播亀裂の先端では歪速度が高いため塑性緩和が少なく局所的に応力が高まり、これが半微視的な意味での破壊応力に達すると破壊に至ると考えると、破壊応力が歪速度によつて変わるのはい变形応力の歪速度依存性によることになる。そこで K_C 値と K_C^d 値の差の大きい軟鋼から差の少ない 9% Ni 鋼についてその変形応力の歪速度依存性を比較した¹³⁾。Fig. 5 では比較は歪速度の低い領域(歪速度, $10^{-6} \sim 10^{-3} \text{ sec}^{-1}$) でなされており、その点に問題はあるが、一応変形応力の歪速度依存性の低いものは発生と伝播特性の差が少ないという傾向は認められるであろう。

(2) 伸び率, 加工硬化率, 降伏点

2.2 で述べたように伝播特性は破面率と密接な関係をもっている。破面遷移温度は亀裂先端の領域で局所応力が半微視的な破壊応力に達するか、歪が臨界歪値に達するかの競合できめられると考えられる¹⁴⁾。同一の外応力に対して加工硬化率が高いと亀裂先端の歪による応力の増加が大ききまた歪が集中し難い¹⁵⁾。そのため加工硬化率の高い鋼材は T_L 温度以上のかなりの高温まで脆性破面が出ることになる。以上は半微視的な破壊強度とか臨界歪の存在を仮定し、かつそれらの値にありうる差異を

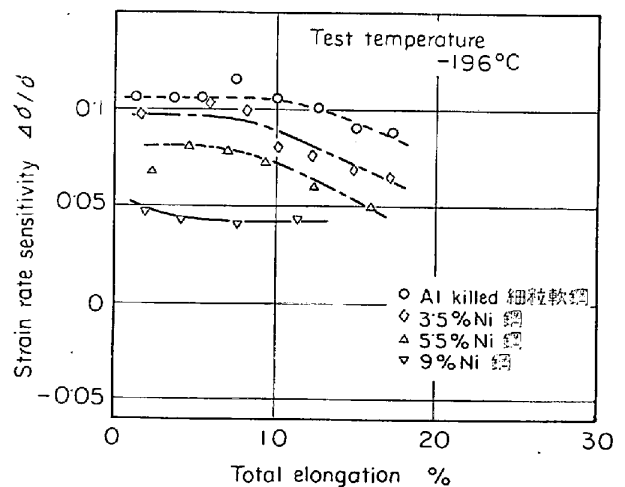


Fig. 5. 各種低温用鋼の変形応力の歪速度依存性¹³⁾。 $\Delta\sigma$ は $1.5 \times 10^{-2} \text{ sec}^{-1}$ と $1.5 \times 10^{-5} \text{ sec}^{-1}$ における変形応力の差, σ は変形応力。

無視したあらい議論であるが、一応加工硬化率の大きな軟鋼で破面遷移温度が T_L 温度より 100°C 近く高いことの説明である。越賀¹⁶⁾は発生と伝播の差を一樣伸びを目安として説明しようとしている。一般的にいつて通常使われている鋼は、降伏応力の増加が加工硬化率の減少や各種の伸びの減少を伴って生じるのでどの要因が本質的なものは分離することがむずかしい*。しかし何人かの著者によつてこれらの量を目安に用いてVシャルピ試験の結果から発生特性を推定する試みがなされている。

越賀¹⁶⁾は発生特性と伝播特性の差をあらわす量として T_{Nm} (Deep Notch Test の低応力遷移の最高温度) と vT_{rs} の差をとり、一樣伸びを目安として降伏応力と拡張力の比をとると、両者の間に逆相関があることをFig. 6に示した。発生伝播特性の差、伸びを示す量のとりに問題はあつたが、一応伸びのよいものほど vT_{rs} に比して発生特性温度が低温に移ることが認められよう。伊藤ら¹⁷⁾は十字継手切欠付引張試験の T_{rL} (低応力遷移温度) でのVシャルピ衝撃値は C_{eq} の関数として与えられ、 C_{eq} の高いものほど衝撃値が高いことをFig. 7のように示した。この場合 C_{eq} はボンド部の伸びの低下を示すパラメーターであり、伸びの低いものではある破壊発生特性をうためには高いVシャルピ衝撃値を必要とすることを示している。さらに田中¹⁸⁾によればVシャルピ衝撃値を降伏応力で割つた値は K_C 値とよい相関が認められてい

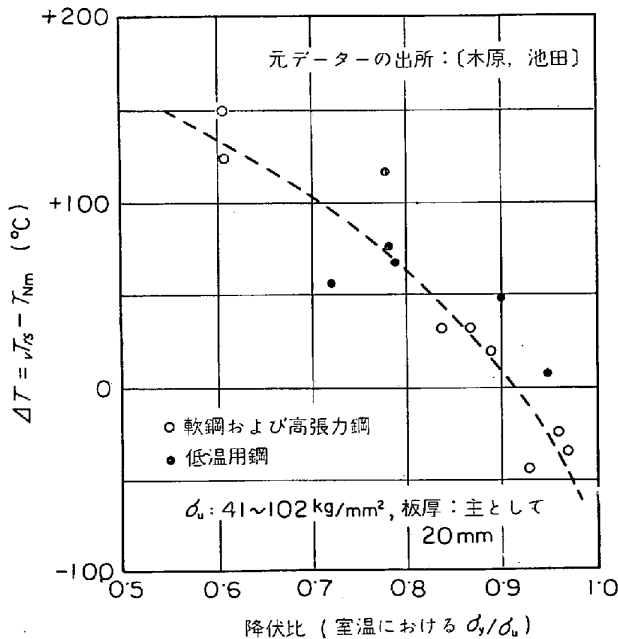
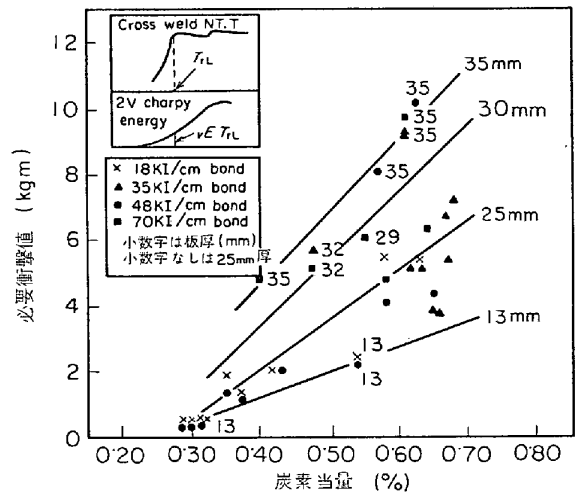


Fig. 6. 低応力破壊 (伝播開始) 上限温度と破面遷移温度の差におよぼす一樣伸びの影響¹⁶⁾.

* 発生特性をあらわす COD を“鋭尖端の伸び”と見れば、伸びが発生と関係ありそうだと考えられる。ただ一般には加工硬化指数 (n) と一樣伸び (ϵ_u) は等しい。



($C + Mn/6 + Si/24 + Ni/15 + Cr/5 + Mo/4 + Cu/13$)
Fig. 7. 十字継手切欠付引張試験 (Cross weld NTT) の T_{rL} 温度での衝撃値 ($vE_{T_{rL}}$) と炭素当量の関係¹⁷⁾.

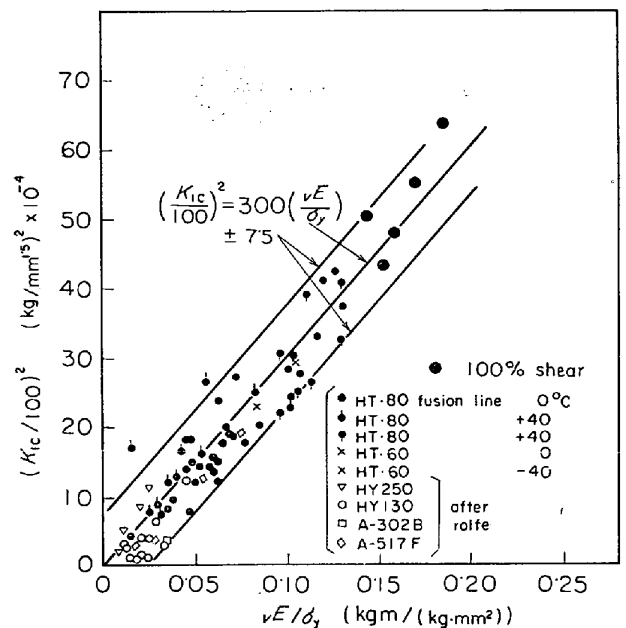


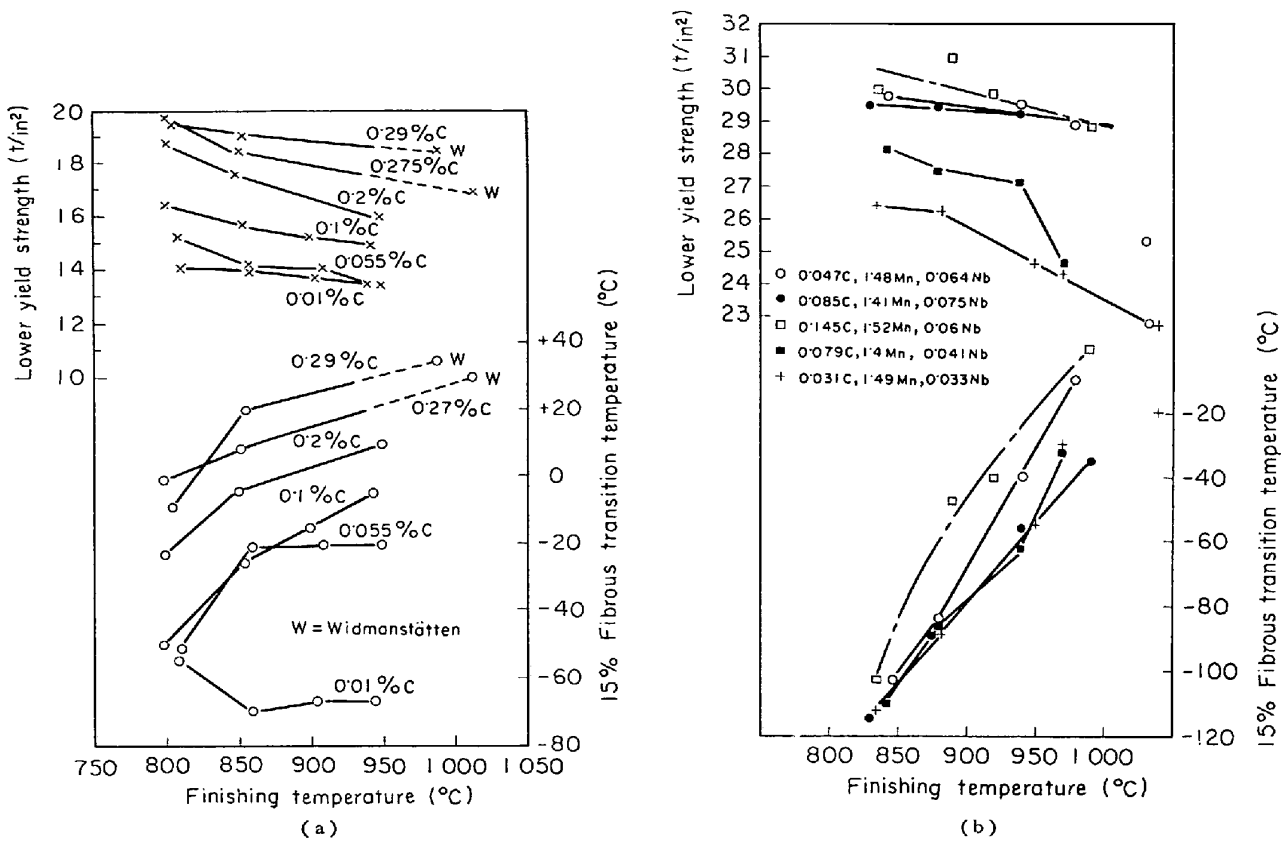
Fig. 8. 70~80キロ級鋼の溶接ボンド部の K_{Ic} 値とVシャルピ衝撃値との関係¹⁸⁾.

る (Fig. 8 参照)。ただしVシャルピ衝撃値は遷移温度領域での値をとつている。降伏応力の高い鋼材ほど同一の破壊発生応力を与えるためには高い衝撃値を必要とすることがわかる。降伏応力の高い鋼では一般に設計応力も高いので必要衝撃値はなお一層高くなる。

以上、要するにVシャルピ試験の遷移温度 vT_{rs} ($\approx vT_{rE}$) はほぼ伝播停止特性を表わしているが、発生特性も伸び率などを考慮すれば推定しうることがわかる。

3. 破壊靱性を支配する冶金的要因

3.1 微視組織とVシャルピ試験の特性値



(a) は 0.8% Mn の単純炭素鋼, (b) は 1.5% Mn の Nb 添加鋼.

Fig. 9. 熱延仕上温度と遷移温度の関係¹⁹⁾

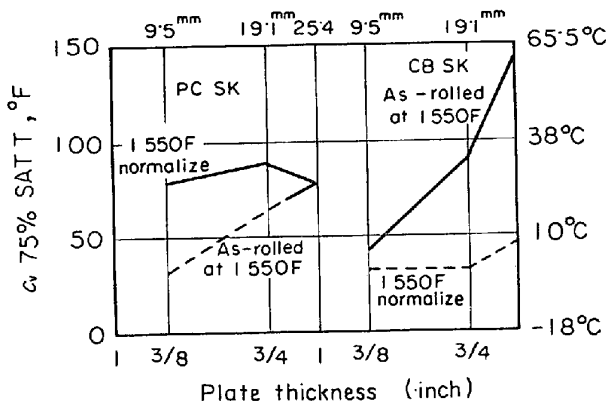


Fig. 10. 焼準がVシャルビ75%剪断破面遷移温度 (C_v 75% SATT) に及ぼす影響³⁹⁾.

PCSK (単純炭素鋼セミキルド) に比べて CBSK (Nb 添加鋼セミキルド) の厚板で焼準の効果が著しい。

3.1.1 フェライト・パーライト組織

軟鋼およびこれに多少の微量元素 (Nb, V) を添加した高張力鋼にとって, フェライト粒度を微細にすることが靱性向上のほとんど唯一の手段であり, すべての熱処理はすべてこれを目標に行なわれるといつて過言ではない。

フェライト粒を微細にするにはオーステナイト粒徑を

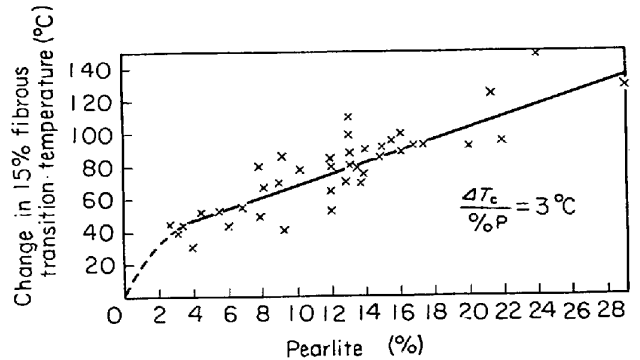


Fig. 11. パーライト分率の遷移温度に及ぼす影響¹⁹⁾.

細かくすること, および $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態の際一つのオーステナイト粒から分割されてでてくるフェライト粒の数を多くするかである。前者の目的のためには熱延仕上温度を低くする¹⁹⁾とか (Fig. 9 参照) $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態をとおす (焼準または焼入) とかするとよく, その際 γ 粒の再結晶粒成長を遅らすため NbC などの微細分散相が効果的である (Fig. 10 参照)。後者の目的のためには冷却速度を速くすることのほかに変態温度を下げるような合金元素 (Ni, Mn など) の添加が有効である。

結晶粒度以外の要因としては次のようなものがある。

- (1) パーライト分率に比例して遷移温度が上がる¹⁹⁾ (Fig. 11 参照)。

(2) 粒界にフィルム状セメンタイトが出ると脆化する²⁰⁾.

(3) 固溶窒素による時効脆化²¹⁾ (コッレル相互作用による転位の固着).

(4) 析出硬化による脆化.

それゆえ靱性を重視する鋼では、

- (1) パーライト量 (したがってC量) を減らす.
 - (2) 空冷以下の徐冷を避け; Mn 含有量を上げる.
- Mn 含有量が低いと粒界セメンタイトが出やすい.
- (3) Al, Ti などで N を固定する.
 - (4) 不必要な析出硬化をさける.

などの注意が必要となる.

この組織の熱延まま、または焼準高張力鋼としては従来は Si-Mn 系の 50 kg/mm² 級鋼が知られている. この鋼は低 C 高 Mn のため溶接性ととも靱性も秀れた鋼であるが、調質 (焼入焼戻) 高張力鋼に比べるとやはり一段靱性が劣る.

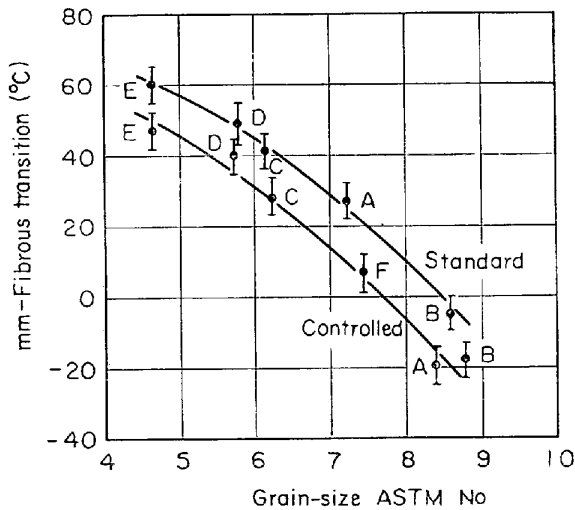


Fig. 12. 通常熱延材とコントロールドロール材の破面遷移温度 (切欠付静的曲げ) と結晶粒度の関係²⁴⁾. 同じ粒度でも遷移温度が異なるのは separation のためである.

ところが最近寒冷地向ラインパイプ材を中心として開発された非調質高張力鋼は、低炭素 Nb 鋼をコントロールドローリングして作られたものでその靱性は調質鋼にせまるものである (Table 1 参照). コントールドローリングについては本誌本号に多くの発表があるので詳細は省くが、これは本来は γ 粒微細化のため低温での圧下量を大きくとつた熱延のプログラムであるが、さらに付加的に二つの効果があるといわれている²³⁾²⁴⁾. 一つは Nb が γ 域の再結晶を強く抑制しその結果圧延によつて伸長したオーステナイト結晶粒からそのまま変態するため靱性のよい微細なフェライト粒が得られること、もう一つは圧延時に伸延した介在物などによる機械的繊維組織の発達により、亀裂の伝播に先立つて圧延面に平行に割れ (Separation) がでて実質的に薄板と同じになりそのため遷移温度が下がる効果である (Fig. 12, 13 参照).

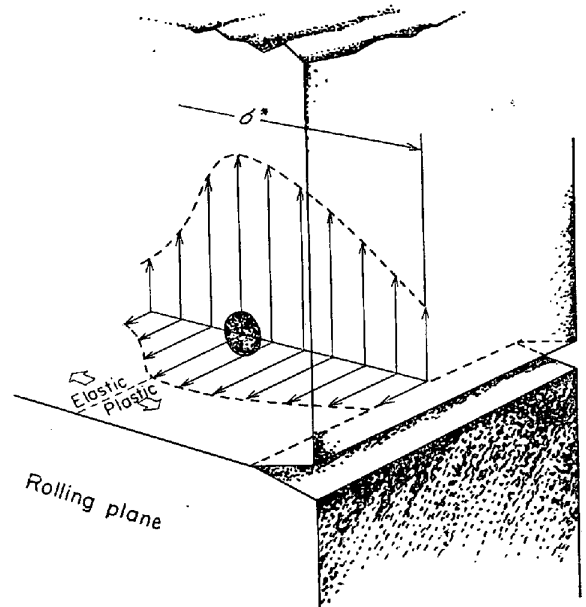


Fig. 13. 引張または曲げ試験の切欠付近の応力概念図²⁴⁾. 板厚方向の引張応力のため圧延面に平行な割れが生じこのため応力の三軸度が減少する.

Table 1. 各種高張力鋼の vT_{rs} の例

	非 調 質 鋼			調 質 鋼		
	通 称 (成分系)	組 織	vT_{rs} **	通 称 (成分系)	組 織	vT_{rs}
HT-50	SM-50 (Si-Mn)	F·P*	20~-30°C (厚・熱延→薄・焼準)			
HT-60	寒冷地向パイプ X-65	F·P	-40~-60°C	Si-Mn-V	UB·M	-30~-50°C
HT-80	BHT (Mn-Nb)	U·B	-60~-100°C	T-1 型 } Cr-Mo }	M	-50~-80°C

* F·P, フェライトパーライト. U·B, 上層ベイナイトM, マルテンサイト.

** ここに挙げた vT_{rs} の値は、微量添加元素、板厚、熱処理温度などで非常に変わるので単なる目安 (例) にすぎない.

一方ガスラインパイプ材には不安定延性破壊防止のためVシャルピ衝撃値の絶体値も要求されているが, Separation は延性破断時の衝撃値には不利に働くと考えられる. 延性破断のエネルギーを上げるには介在物を減少させることが必要である.

3.1.2 ベイナイト組織: マルテンサイト組織

γ からの冷却速度が速くなるか焼入性を上げる合金元素が添加されるかにしたが、組織はフェライト・パーライトから順次上部ベイナイト, 下部ベイナイト, マルテンサイトと変わる. IRVINEら²⁵⁾の研究によれば変態温度が下がり強度が高くなるにしたがい遷移温度は上部ベイナイトの領域では上昇するが下部ベイナイトの領域に入ると急激に低下する (Fig. 14 参照). 上部ベイナイトと下部ベイナイトの性質の差としては

(1) 上部ベイナイトの強度靱性は焼戻しによつてほとんど変化しない. 下部ベイナイトでは焼戻しにより強度が下がり靱性の向上が著しい.

(2) 上部ベイナイトの靱性はオーステナイト粒径によつて著しく変わる. 下部ベイナイトの靱性はオーステナイト粒径によつてあまり変わらない (Fig. 15 参照).

(3) 電子顕微鏡による破面観察の結果によれば, 劈

開亀裂の単位は上部ベイナイトではオーステナイト粒径とほぼ同じオーダーの大きさであるが, 下部ベイナイトでは劈開破壊単位はオーステナイト粒に無関係に微細である.

(4) 上部ベイナイトでは同方向の針状フェライト間の結晶方位のずれはほとんどない. 下部ベイナイトでは同一方向に並んだ針状フェライト晶でも短い間隔で結晶方位が大きく変わっている.

上部ベイナイトと下部ベイナイトの靱性の差ははじめ PICKERING らによりセメントタイトの配列の差に帰せられていたが, 本邦の研究者によれば実効的な結晶粒径 (結晶方位がほぼ揃った領域の大きさで劈開亀裂はこの領域を単位としてその経路を変えていることが見出されている) の差で統一的に説明できることが明らかになった^{26)~28)}.

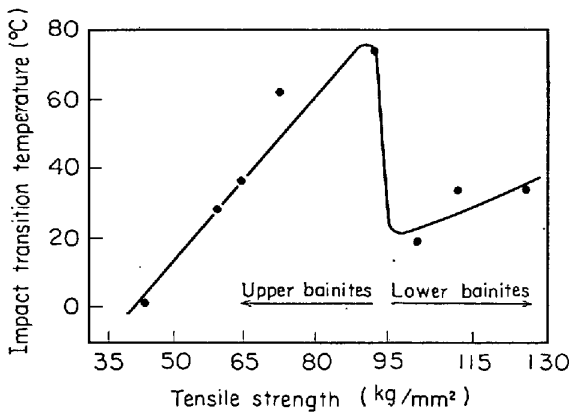


Fig. 14. 上部および下部ベイナイトの強度と靱性の関係²⁵⁾. (0.1% C-Mo-B 鋼, 焼準状態)

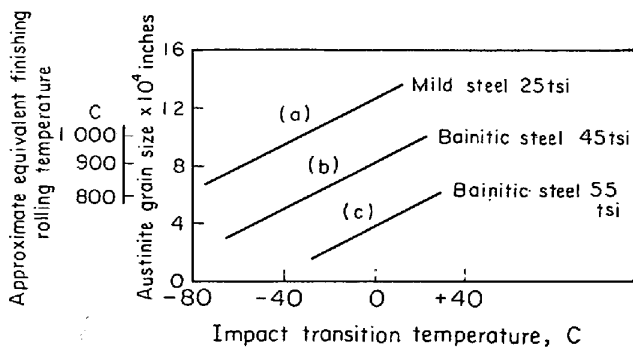


Fig. 15. オーステナイト粒径と衝撃遷移温度の関係²⁵⁾. (0.1%-Mo-B 鋼, 焼準状態)

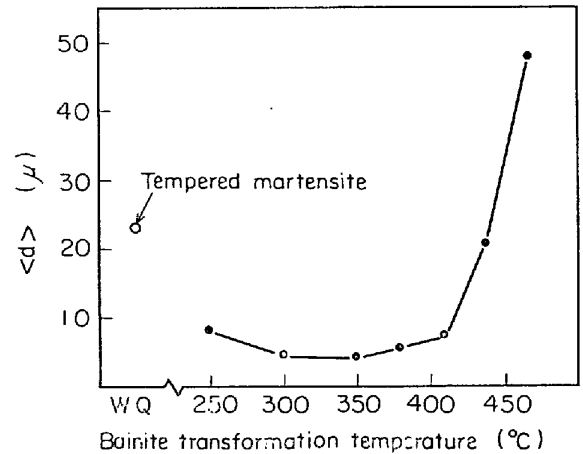


Fig. 16. 変態温度と有効結晶粒径 $\langle d \rangle$ の関係²⁷⁾. (0.1% C-2.5% Ni-0.4% Mo 鋼) 1300°C × 30 min の熱処理によつてオーステナイト粒を粗大化した後ベイナイト変態させてある. オーステナイト粒径が微細になると有効結晶粒径および vT_{rs} の変態温度依存性は少なくなる.

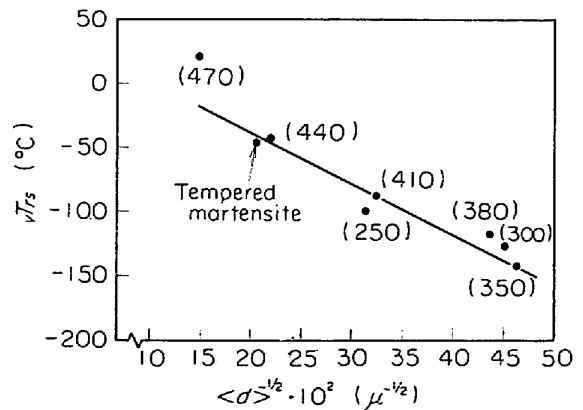


Fig. 17. 有効結晶粒径と vT_{rs} の関係²⁷⁾. (試料は Fig. 16 と同じ.)

結晶方位の揃った領域の大きさを以後有効結晶粒径と呼ぶ。

有効結晶粒径という概念の有用性はマルテンサイト組織の靱性と組織の関係を調べるとますます明らかになる (Fig. 16, 17 参照). まず低炭素マルテンサイト鋼については,

(1) 相隣るマルテンサイト針状晶の結晶方位は数十~数百箇にわたってほぼ同じである. そして結晶方位の揃った領域の大きさはオーステナイト粒径の増加とともに大きくなる.

(2) 焼戻マルテンサイトの vT_{rs} はオーステナイト粒度依存性が強い. (従って上部ベイナイトおよびマルテンサイト組織でよい靱性を得るためには γ 粒の細粒化が必須の条件となる.)

(3) 同一硬度で比べて焼戻マルテンサイトは下部ベイナイトより vT_{rs} が高い.

ベイナイトおよびマルテンサイトを含めてその vT_{rs} を有効結晶粒径で整理してみると驚くほどに1つの関係式にのつてしまう.

以上のようにフェライト・パーライト組織に限らず焼入組織まで含めて靱性 (vT_{rs}) を支配する基本的な要因は, (有効結晶粒径までを含めた) フェライト粒度であるということができる.

ところで焼戻下部ベイナイトが焼戻マルテンサイトより靱性がすぐれているということは, 従来よくいわれていた“完全焼入焼戻組織が一番靱性がよい”という常識に反する. 実はこの常識は (低炭素鋼ではなく) 中炭素ないし高炭素鋼から得られたもので²⁹⁾ 事実中炭素鋼では焼戻マルテンサイトは

(1) vT_{rs} のオーステナイト粒度依存性は低い³⁰⁾.

(2) 有効結晶粒径がオーステナイト粒度によらず微細であることが, 劈開亀裂単位³⁰⁾からもまた結晶方位の揃った領域という意味³¹⁾でも確かめられている.

以上は一様な微視組織をもった鋼 (したがってベイナイトについては恒温変態させた鋼) についての話であるが, 一般に連続冷却させると上記組織の混合組織の他に異なる組織が現われることがある. たとえば上部ベイナイトに似ているが針状フェライトの間にセメントタイトの代わりに高炭素マルテンサイトの島ないしマルテンサイト・オーステナイト混合の島が存在するような組織がしばしば見いだされる. この高炭素マルテンサイトの島が靱性にかなりの悪影響を与えることは, 冷却途中 M_s 点直上の温度で恒温保持して針状フェライト間に残るオーステナイトをセメントタイトに分解させると著しく遷移温度が下がること³²⁾でもわかる (Fig. 18 参照). この組織が

とくに脆化の著しいのは針状フェライトが粗大化しかつその間に長く伸びた高炭素マルテンサイトの島があるときで, その具体的な例としては高張力鋼を大入熱で溶接したときに溶接熱影響部の粗粒域にしばしばこの組織が見られる. 一方, 高炭素マルテンサイトの島があつてもそれが小さくてかつ球状ならばほとんど害はない. この具体例は変態点以下の準安定オーステナイト域で熱延して適当な速度で冷却したときにこの組織が見られる³²⁾.

非調質高張力鋼で良好な靱性と溶接性を保ちながら 70~80 kg/mm² 以上の抗張力を得ることは, フェライト組織ではむずかしくベイナイト組織を用いることになる. ところが焼入性を上げてフェライトからベイナイト的な組織にするとしばしば著しく脆化する. その原因はこの高炭素マルテンサイトの島の出現によることが多い. 関野ら²²⁾²³⁾は低炭素 2% Mn-Nb 鋼を低温で熱延して良好な靱性をもつ 80 kg/mm² 級の鋼を開発した. この鋼は高炭素マルテンサイトの島を含む上部ベイナイト的組織ではあるが, 低温での熱延によりオーステナイト粒を微細化しかつ高炭素マルテンサイトの島を小さくすることにより調質鋼に近い靱性をうるることができたと考えられる.

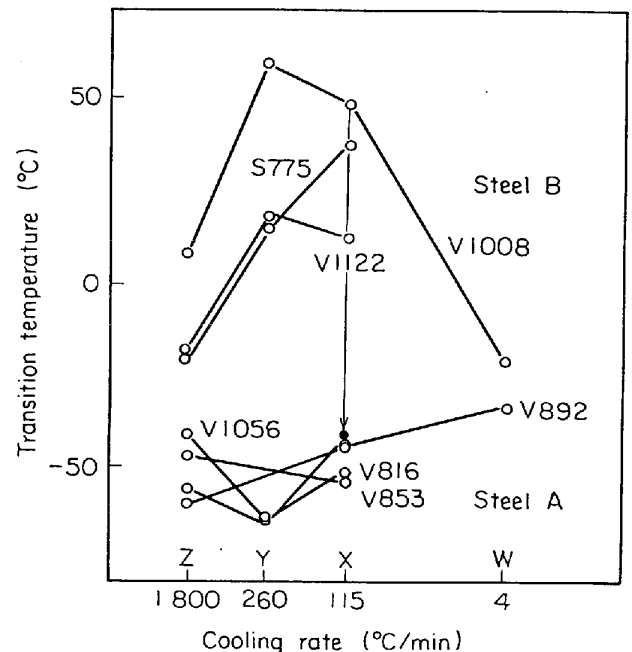


Fig. 18. 溶接熱サイクルを与えたときの vT_{rs} の変化³³⁾. Steel A は 0.1C-1.2Mn 鋼で高炭素マルテンサイトの島を含まない. Steel B は 0.1C-1.2Mn-0.2Mo 鋼, 1800~115°C/min の冷却速度で高炭素マルテンサイトを含む. 115°C/min で冷却途中 M_s 点直上で保持して $\gamma \rightarrow Z_w$ 変態させ高炭素マルテンサイト島を含まないようにすると ● の位置まで vT_{rs} が下がる.

3.2 合金元素の作用

合金元素の役割は一つには微視組織を変えること、ほかの一つは地自体の靱性を変えることにある。前者では合金元素の作用は焼入性、変態温度、析出物形状、結晶粒径の制御などを通じて効き、その効果は対象組織によって変わりまた添加量に対し複雑に変化する。後者では合金元素の作用は地の塑性的性質すなわち転位に対する摩擦力、交差すべりの難易を通じて効きその効果は添加量に対して単調であり対象鋼種によらない。鋼の靱性を上げる元素としては Ni および Mn が知られているがこの両者の作用は異なる。Mn は前者のタイプで組織を微細にし、また徐冷したときに現われる粒界のセメントイトを減少させることで靱性を上げる。Ni は後者のタイプで低温での交差すべりを容易にすることで靱性を上げる³⁴⁾³⁵⁾。それゆえ Mn は純鉄³⁵⁾とか焼入組織²⁰⁾では効果的でなく熱延または焼準材で有効である。Ni は組織

を問わず靱性を上げる (Fig. 19, 20 参照)。また熱延材や焼準材では添加量の少ないときは Mn の方が効果的であるが添加量を増すと Mn の効果は飽和し、非常によい靱性を必要とする場合には Ni を多量に添加するより仕方がなくなる。

3.3 脆性破壊発生特性に及ぼす結晶粒径の影響

通常の Deep Notch Test に代わり小型の Deep Notch Test でも K_C 値が測れる³⁶⁾ことを利用し、冶金学的要因のうちもつとも重要な因子である結晶粒径の破壊発生に及ぼす影響が調べられている³⁾。それによると細粒化に伴い諸破壊特性曲線は低温側に移るがその程度は様でない。破面遷移温度は vT_{rs} と同程度、 T_L はやや粒度依存性が低く COD 値はその中間の粒度依存性を示した

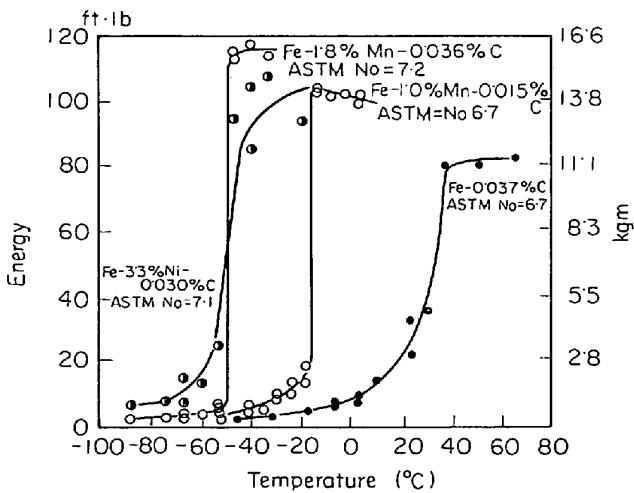


Fig. 19. Fe-C, Fe-Mn-C, Fe-Ni-C 合金の衝撃遷移曲線³⁵⁾。(1/2 寸法の V シャルピ試験)

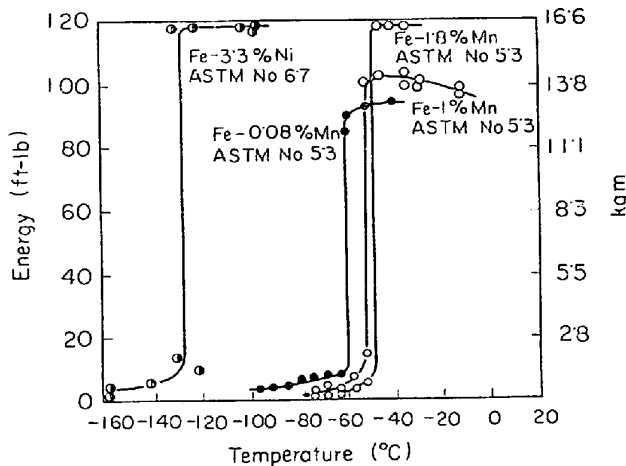


Fig. 20. 純鉄, Fe-Mn, および Fe-Ni 合金の遷移曲線³⁵⁾。(1/2 寸法の V シャルピ試験)

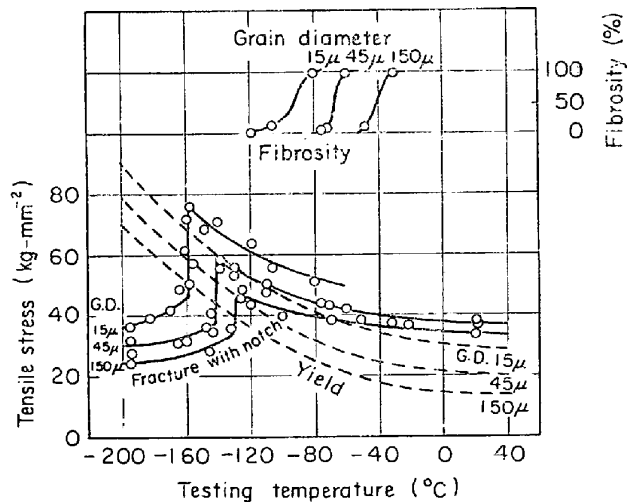


Fig. 21. 結晶粒径 (G. D.) の異なる軟鋼の切欠付引張試験の破断応力³⁷⁾。

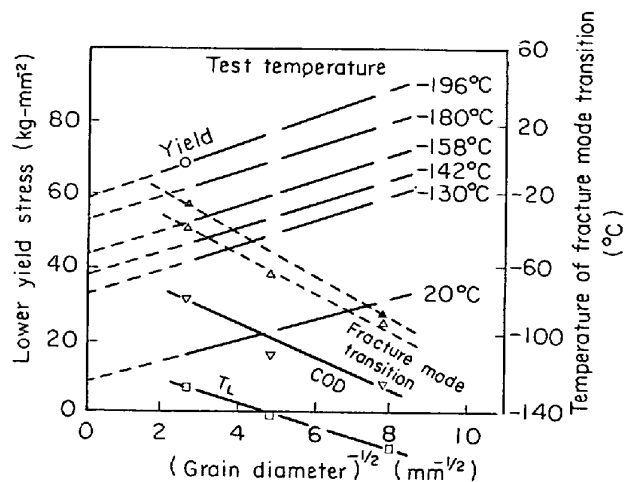


Fig. 22. 軟鋼の結晶粒径が各種遷位温度に及ぼす影響³⁷⁾。

▲: vT_{rs}
 △: 切欠付引張試験の 50% 破面遷移温度
 ▽: $\delta_c = 0.5mm$ の遷移温度 □: 低応力破壊遷移温度

(Fig. 21, 22 参照). 低応力域での破断応力 (および K_C 値) もかなり大きな粒度依存性を示すが降伏応力で割って比較するとわずかな粒度依存性しか持たないことになる。しかし程度の差こそあれ結晶粒径を微細にすることで伝播特性のみならず発生特性もよくすることができる。ということは結論できるであろう。

結晶粒度以外の冶金的要因である脆い第2相の混在, 析出硬化, 粒界脆化, 等々の破壊発生特性に及ぼす影響は明らかにされていないので今後の課題といえる。

文 献

- 1) たとえば, 金沢: 日本金属学会報, 11 (1972), p. 275 に破壊力学の基礎と最近の成果が, また同じ著者による: 鉄と鋼, 53(1967), p. 1605に古典的なその応用が集録されている
- 2) 秋田, 池田, 岩井: 造船協会論文集, 116(1964), p. 136,
木原, 池田: 造船協会論文集, 118(1965), p. 204, 池田らは K_C の代わりに $Si \equiv K_C^2/E$ を用いている
- 3) たとえば, 三村: 第17回材料強度と破壊, 国内総合シンポジウム論文集 (1972), p. 20 COD 概念の説明
- 4) 吉識, 金沢, 町田: 造船協会論文集, 113(1963), p. 125
- 5) 日本溶接協会鉄鋼研究委員会 “溶接構造物の脆性破壊防止のための鋼材の材質判定基準の確立に関する研究” (1962)
- 6) 小倉: 造船協会論文集, 110 (1961), p. 443
- 7) たとえば, 池田: 鉄鋼協会, 第15回西山記念技術講座. 脆性破壊試験法一般の説明
- 8) R. J. EIBER: 4th Symposium on Line Pipe Research. Nov. (1969). Pipe Line Research Committee of A.G.A.
- 9) W. A. MAXEY, et al.: 5th National Symposium on Fracture Mechanics, Aug. (1971) (Illinois)
- 10) 溶接協会鉄鋼部会 9 N 委員会, “9% Ni 鋼の溶接加工性に関する共同研究” (1961. 8. 11)
- 11) G. FREDERICK and R. V. SALKIN: Conference on Practical Application of Fracture Mechanics to Pressure Vessel Technology, May (1971) (London)
- 12) F. M. BURDEKIN: Welding J., 47(1968), p. 129
- 13) 飯野, 三村: 未発表
- 14) A. H. COTTCELL: Trans. AIME, 212 (1958), p. 192
- 15) G. T. HAHN and A. R. ROSENFELD: ASTM STP, 432, p. 5
- 16) 越賀: 日本金属学会報, 5 (1966), p. 459
- 17) T. IIO, et al.: IIW Doc X-466-68 (1968)
- 18) 伊藤, 田中, 佐藤: 日本造船学会論文集, 131 (1972), p. 335
- 19) W. E. DUCKWORTH, et al.: JISI, 203 (1965), p. 1108
- 20) N. P. ALLEN, et al.: JISI, 174 (1953), p. 108
- 21) T. ISHIZAKI and Y. IMAI: Sci. Rep. RITU, 8 (1965), p. 117
- 22) Y. E. SMITH, et al.: Conference on Toward Improved Ductility and Toughness, Oct. (1971), p. 131 (Kyoto)
- 23) 寺沢, 関野: ibid., p. 113
- 24) A. T. ENGLISH and W. A. BACKOFEN: Fracture VI (1969), p. 137, Academic Press (New York and London)
- 25) F. B. PICKERING: Symposium, Transformation and Hardenability in Steels, Feb. (1967), p. 109
K. J. IRVINE and F. B. PICKERING: JISI, 201 (1963), p. 518
- 26) S. MATSUDA, et al.: Trans. JIM, 9 (1968), p. 343, 11 (1970), p. 36
- 27) 松田, 井上, 三村, 岡村: Conference on Toward Improved Ductility and Toughness, Oct. (1971), p. 51 (Kyto)
- 28) 邦武, 寺崎, 大森, 大谷: ibid. p. 93
- 29) たとえば M. GENSAMER: Trans. AIME, 215 (1959), p. 2.
B. CHINA and P. JUBB: JISI, 193(1959), p. 329
- 30) A. M. TURKALO: Trans. AIME, 218 (1960), p. 24
- 31) 井上: 未発表
- 32) L. J. HAERAKEN and M. ECONOMOPOULOS: Symposium, Transformation and Hardenability in Steels, Feb. (1967), p. 69
- 33) H. MIMURA, et al.: Trans. Japan Welding Soc., 1 (1970), p. 1
- 34) W. JOLLEY: Trans. AIME, 242 (1968), p. 306
- 35) W. JOLLEY: JISI, 206 (1968), p. 170
- 36) F. KOSHIGA and K. ISHIHARA: IIW Doc. No. X-465-68 (1968)
- 37) M. IINO, M. OGASAWARA, and H. MIMURA: Trans. JIM, 13 (1972), p. 6
- 38) 金沢ほか: 造船学会論文集, 129 (1971), p. 237
- 39) T. J. ATTERBURY and F. J. EIBER: 4th Symposium on Line Pipe Research, Nov. (1969) A.G.A.
- 40) たとえば E. R. LANGE: Conference on Toward Improved Ductility and Toughness, Oct. (1971), p. 35 (Kyoto)