

円周切欠きを有する鉄筋コンクリート用棒鋼の低温下における脆性破壊発生特性に関する実験的研究

矢部喜堂
小早川恵美
藤盛紀明

§ 1. はじめに

近年、LNG 地下式貯槽を始めとして 冷凍倉庫あるいは寒冷地建物など、低温を対象とした構造物の建設需要が増えるに伴い、これに使用される一般の建設用鋼材の脆性破壊に対する安全性の検討を行なう必要が出てきている。主要な建設用鋼材の一つである鉄筋コンクリート用棒鋼（以下、鉄筋と呼ぶ）については、最近では従来の高炉鉄筋（転炉を用いて製造する鉄筋）に代わって電炉鉄筋（電気炉を用いて製造する鉄筋）が市場の大部分を占めるようになってきた。電炉鉄筋は、製鋼上スクラップを主原料とするため、市販製品の中には極めて韌性の低い鉄筋が見られることがある。

既往の研究¹⁾²⁾⁴⁾によれば、韌性の低い鉄筋を低温下で使用する場合、施工中に生じた表面きずまたは切欠き等を起点として、鉄筋が脆的に破断する危険性が考えられる。したがって、低温構造物に使用される鉄筋に対しては、脆性破壊の発生特性を考慮した合理的な材質評価方法の確立が望まれる。

従来から、鋼板の脆性破壊に関する研究は極めて多く、K 値、COD、J 値等各種の破壊評価基準が提案されている。しかし、鉄筋のような棒鋼の脆性破壊に関する研究は少なく、わずかに青木らの研究⁵⁾が見られるだけである。

本研究は、低温下で使用される鉄筋の脆性破壊に対する材質評価方法を検討するため、各種の鉄筋について円周切欠丸棒の脆性破壊挙動を調べ、試験方法の簡便さのために実用的意義の大きいシャルピー試験との相関を検討したものである。

§ 2. 実験計画

2.1 試験項目

本実験は、各種の鉄筋供試材より切削加工した切欠丸

棒試験片の低温引張試験による脆性破壊強度特性を調べその特性と各供試材の光学顕微鏡組織およびシャルピー試験結果との対応を検討するため、主として次の試験項目より構成される。

- 1) 2 mm V ノッチシャルピー試験
- 2) 光学顕微鏡組織観察
- 3) 平滑丸棒および切欠丸棒試験片の低温引張試験
- 4) 走査電子顕微鏡破面観察

2.2 供試材

供試材の鋼種は、鉄筋の中では最も使用頻度の高い SD 35 とした。このうち、鉄筋の種類による脆性破壊強度特性の相違を調べるために、D32、高炉鉄筋、電炉鉄筋を含めて引張度レベルの異なる 9 ロットの鉄筋を用いた。また、切欠丸棒試験片の寸法効果の有無を確認するために、単一鉄筋からサイズの異なる試験片を採取できる D51、1 ロットを使用した。

各供試材の化学成分および機械的性質を表-1 および表-2 に示す。化学成分についてはチェック分析値を示し、機械的性質については平滑丸棒試験片による引張試験結果を示す。

2.3 試験片

本実験における低温引張試験片は、平滑丸棒試験片と切欠丸棒試験片の 2 種類とした。

各鉄筋径ごとの切欠丸棒試験片の直径および切欠深さは、図-1 に示すように切欠先端が鉄筋径の 1/4 の深さに位置し、切欠部断面が最終破断に至るまで一様断面が降伏を生じないために nA/gA (nA : 切欠部断面積, gA : 一様部断面積) がほぼ 0.35 となるように決定した。切欠先端形状は、引張試験とシャルピー試験との対応を検討するために、JIS Z 2202 に規定される 2 mm V ノッチシャルピー試験片の切込部と同一形状とした。

平滑丸棒試験片の平行部断面寸法は、切欠丸棒試験片の切欠底部断面と同一にした。したがって、平行部直径

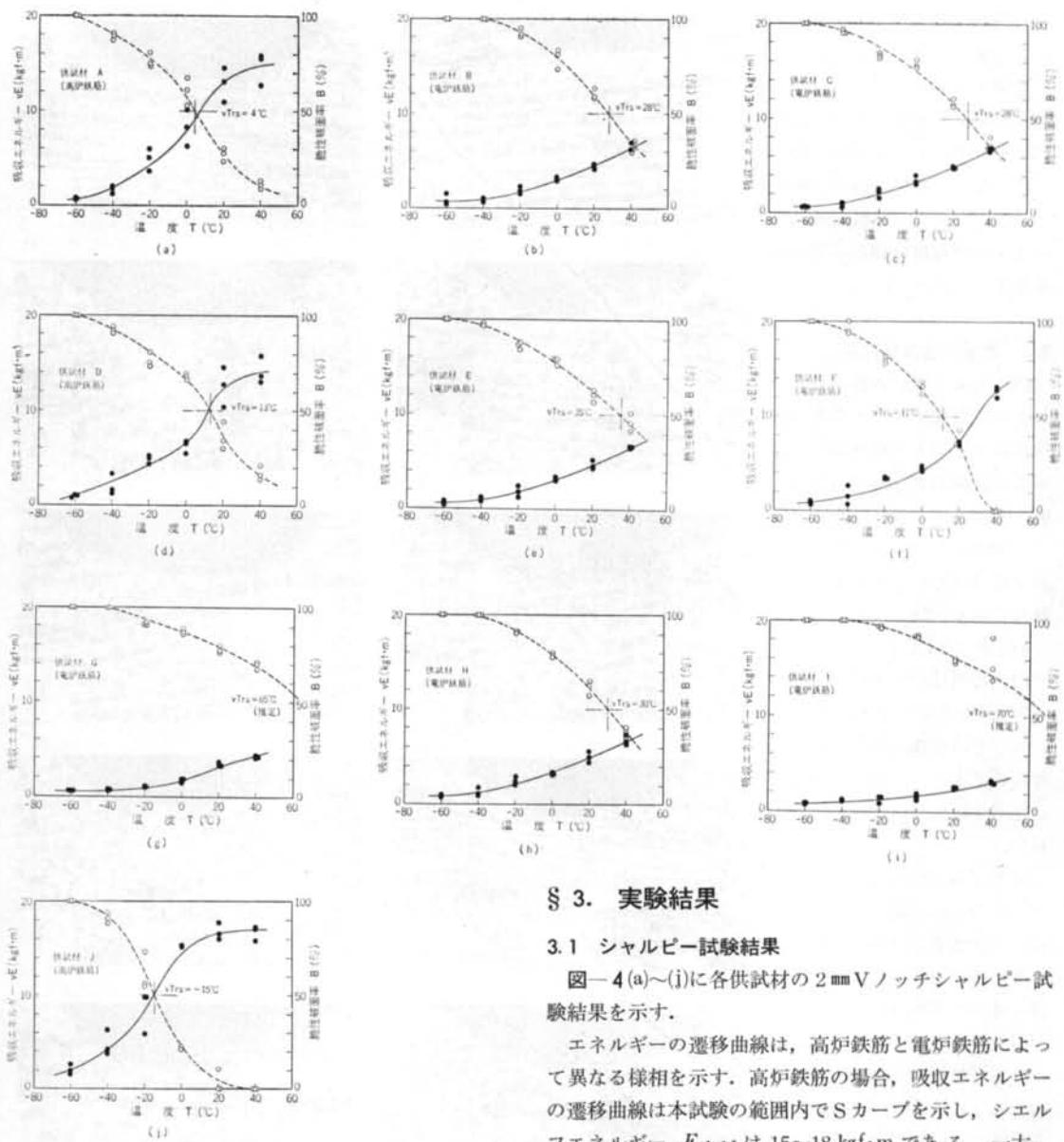


図-4 2 mm Vノッチシャルピー試験結果

によってこれを攪拌してできる低温雰囲気内で試験片の冷却を行なった。温度の検出には、銅—コンスタンタン熱電対を用い、試験片の中央およびその上下3点の温度測定を行ない、試験片の温度が一様であることを確認した。試験片が所定の温度に達してからも一定時間温度保持を行ない、試験片の温度が安定したことを確認した後に引張載荷を行なった。載荷速度は1～3 kgf/mm²s程度を目安とした。

§ 3. 実験結果

3.1 シャルピー試験結果

図-4(a)～(j)に各供試材の2 mm Vノッチシャルピー試験結果を示す。

エネルギーの遷移曲線は、高炉鉄筋と電炉鉄筋によって異なる様相を示す。高炉鉄筋の場合、吸収エネルギーの遷移曲線は本試験の範囲内でSカーブを示し、シエルフェネルギー vE_{shelf} は15～18 kgf·mである。一方、電炉鉄筋の場合吸収エネルギーは勾配の緩慢な遷移曲線を示す。この場合、破面遷移温度 vTr_s とエネルギー遷移温度 vTr_E とがほぼ等しいと考えて電炉鉄筋の vE_{shelf} を推定すると高々12 kgf·m程度と低い。

3.2 光学顕微鏡組織観察結果

写真-1に、各供試材の切欠丸棒試験片、および2 mm Vノッチシャルピー試験片の切欠先端が位置する母材部（鉄筋径の1/4の深さの位置）の軸方向断面における光学顕微鏡組織を示す。

各供試材によって光学顕微鏡組織は種々な様相を示し、大別してフェライト+パーライトの層状組織を呈するものと、粒状組織を呈するものに分けられる。

表-3に、各供試材の2mmVノッチシャルピー試験結果および光学顕微鏡組織観察結果の特徴をまとめて示す。

3.3 低温引張試験結果

図-5(a)～(i)に各種の鉄筋D32より切削加工した平滑丸棒試験片および切欠丸棒試験片の低温引張試験結果を示す。また、図-5(j)～(l)に単一鉄筋D51より切削加工した寸法の異なる平滑丸棒試験片および切欠丸棒試験片の低温試験結果を示す。

いずれの供試材についても、平滑丸棒の降伏点 σ_y 、引張強さ σ_B は温度低下に伴って漸増する。その増加の割合は低温になるほど大きく、また引張強さに比べて降伏点の増加の割合が高い。

切欠丸棒の引張強さ $n\sigma_B$ (ネット応力) は、切欠先端部が三軸応力状態となり塑性変形拘束を受けるため、室温近傍では平滑丸棒の引張強さに比べて高い値を示す。因みに、室温における各供試材の切欠強度比 $n\sigma_B/\sigma_B$ は 1.4～1.6 程度である。さて、温度変化に伴う $n\sigma_B$ の挙動を見ると、室温に近い温度域では温度低下に伴ってほぼ

一様な $n\sigma_B/\sigma_B$ を保って漸増す

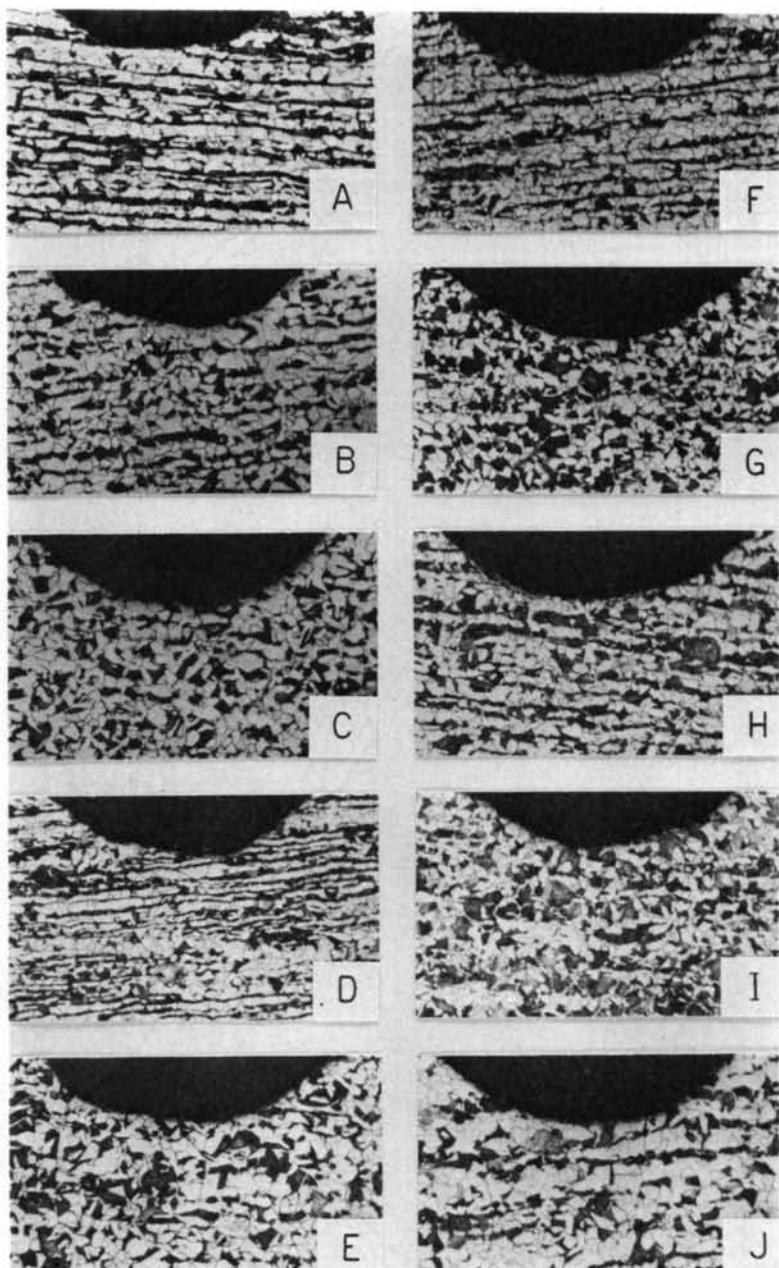


写真-1 各供試材の試験片切欠先端の組織

る。すなわち、この温度域における $n\sigma_B$ は、切欠丸棒が低温域においても脆性破壊を生じないで室温の場合と等しい $n\sigma_B/\sigma_B$ が保たれると仮定した場合の仮想引張強度 $n\sigma_{B,i}$ と一致する。さらに温度が低下してある温度に達すると、 $n\sigma_B$ の増加が鈍化するか、あるいは逆に低下する現象が見られる。このときの温度は、 $n\sigma_B$ が仮想強度特性曲線 $n\sigma_{B,i}-T$ から分岐する点として捕えるこ

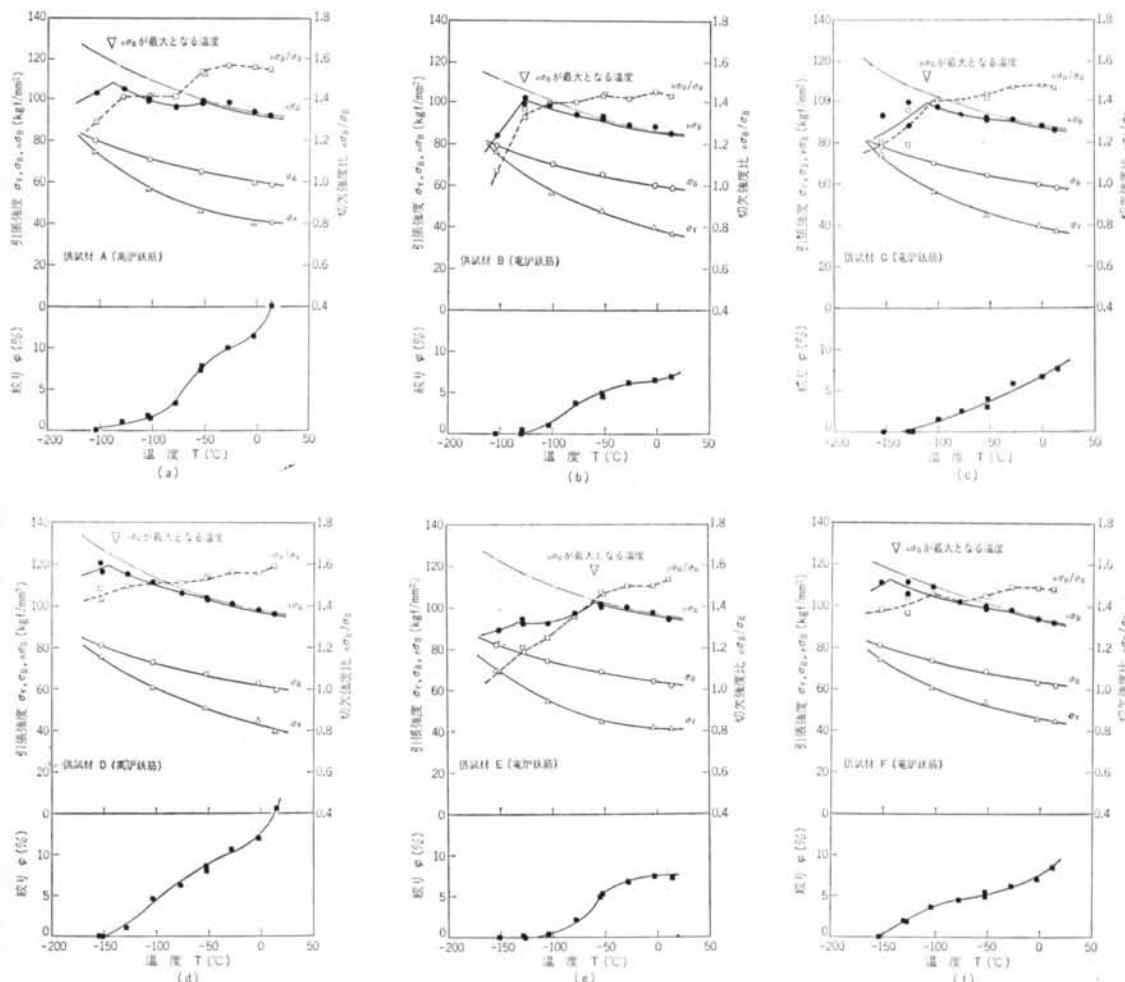
とができる。さらに、極低温域においてはネット破壊応力が降伏応力さえも下回る、いわゆる低応力脆性破壊を生じ、 $n\sigma_B$ が急激に低下する。

$n\sigma_B$ が最大になる温度は供試材によって異なる。同図に各供試材の $n\sigma_B$ が最大となる温度を△印で示した。また、同図には切欠丸棒の切欠底部における絞りの温度依存性についても示した。

供試材 記号	種別	シャルピー試験結果			光学顕微鏡組織観察結果			
		破面遷移温度 T_{rs} (℃)	0℃における吸収エネルギー E_0 (kgf·m)	20℃における吸収エネルギー E_{20} (kgf·m)	パーライト面積 (%)	フェライト結晶粒度番号	状態	備考
A	高炉鉄筋	+4.0	8.5	12.9	38.5	9.2	層状	
B	電炉鉄筋	+28.0	3.2	4.4	32.5	8.9	層状	
C	"	+28.0	3.5	4.8	26.5	8.6	粒状	
D	高炉鉄筋	+13.0	6.3	12.6	36.5	9.3	層状	
E	電炉鉄筋	+35.0	3.3	4.7	42.5	8.9	層状	層状組織の間隔密
F	"	+11.0	4.5	7.2	33.0	9.6	層状	パーライトの寸法不均一
G	"	+65.0*	1.8	3.4	46.5	9.0	層状	
H	"	+30.0	3.2	5.0	38.0	9.2	層状	パーライトの寸法不均一
I	"	+70.0*	1.6	2.6	44.5	9.3	粒状	層状組織の間隔粗
J	高炉鉄筋	-15.0	15.2	16.7	30.0	8.7	層状	

(注) * : 推定値

表—3 各供試材のシャルピー試験結果および光学顕微鏡組織観察結果



図—5 平滑丸棒および切欠丸棒の低温引張試験結果

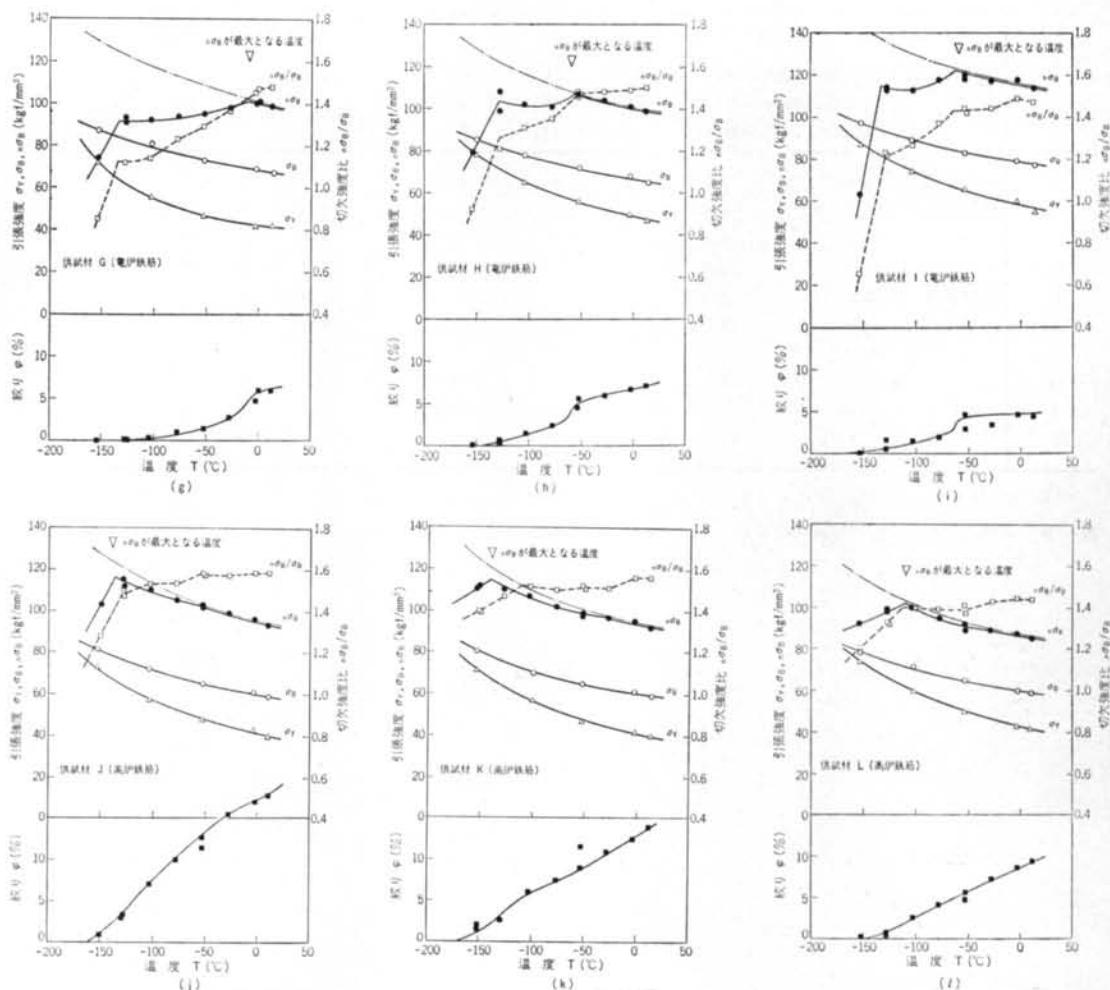


図-5 平滑丸棒および切欠丸棒の低温引張試験結果

§ 4. 考 察

4.1 破壊強度特性曲線のパターン分類

本実験における切欠丸棒の $n\sigma_B - T$ 曲線（以下、破壊強度特性曲線と呼ぶ）は、いずれの供試材についても仮想強度特性曲線 $n\sigma_{B,i} - T$ との分歧点における T_B 温度、さらに低温域において $n\sigma_B$ が急激に低下し始める T_L 温度が存在するが、 T_B 温度以下における $n\sigma_B$ の温度依存性によって 2 つのパターンに分類できる。すなわち、図-6 に示すように T_B 温度以下においても T_L 温度に達するまで $n\sigma_B$ が増加傾向を示す場合と、逆に減少傾向を示す場合の 2 つが存在する。ここでは、前者の場合を I パターン、後者の場合を D パターンと称することにする。

絞りについても、各パターンにより顕著な特徴を示

図-5(a)-(l) 凡例

- △ 平滑丸棒 降伏点 σ_y
- 平滑丸棒 引張強さ σ_B
- 切欠丸棒 引張強さ $n\sigma_B$
- 切欠強度比 $n\sigma_B/\sigma_B$
- 切欠丸棒 仮想引張強さ $n\sigma_{B,i}$
- 切欠丸棒 切欠底部絞り φ

す。すなわち、I パターンの場合には室温から T_L 温度まで温度低下に伴い絞りが単調に減少傾向を示すに対し、D パターンの場合には T_B 温度において絞りが急減する。いずれも、 T_L 温度以下の温度域では絞りがほとんど零になる。

後述の破面観察の結果をも含めて、各パターンとも T_L 温度、 T_B 温度をもとに温度域を I, II, III 領域に区分することができる。いずれのパターンにおいても、領域 I は破壊様式としてへき開破壊を示す不安定破壊領

域、領域IIIは延性破壊を示す安定破壊領域、領域IIはこれらの中間領域と考えられる。

4.2 破面のフラクトグラフィー

写真-2に、各試験温度における切欠丸棒の破面の一例を示す。巨視的な観察によれば、室温付近では破面の周辺部に環状に延性破面が見られるが、温度低下に伴って周辺の延性破面はシャーリップとしてわずかしか残らず、-150°Cになると完全に消失する。

前述の破壊強度特性曲線の各温度領域における破壊様

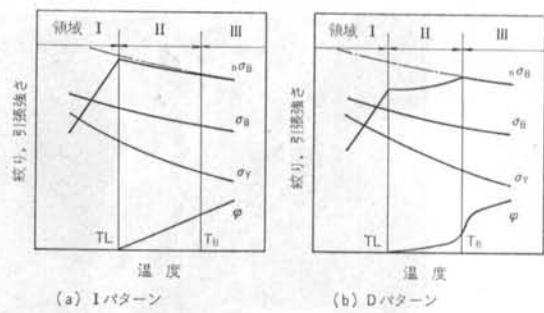


図-6 破壊強度特性曲線のパターン

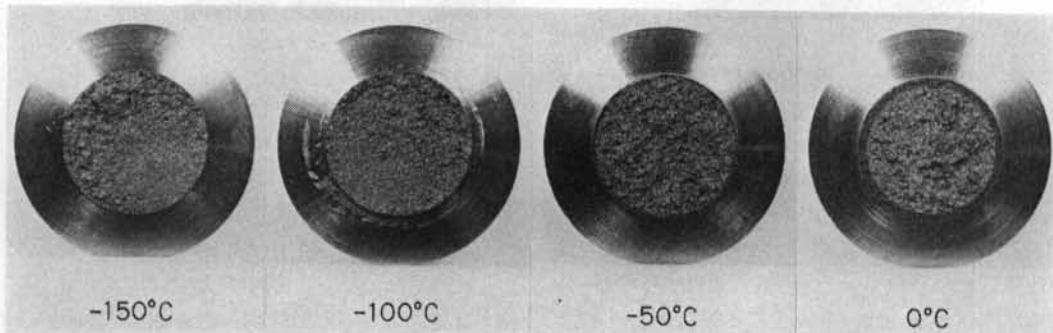


写真-2 切欠丸棒の破面状況（供試材Bの場合）

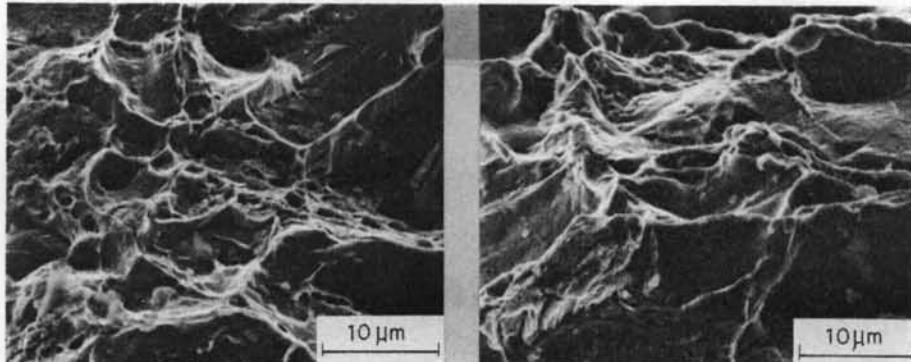


写真-3 Iパターンを示す切欠丸棒の電子顕微鏡破面（供試材B, -75°C）

式を検討するために、各供試材の試験温度ごとの破面について走査電子顕微鏡を用いて微視的な破面観察を行なった。その一例を写真-3および写真-4に示す。

Iパターンの場合には、領域Iでは破面全体が完全なへき開破面を呈し、領域IIでは破面の周辺部にシャーリップ状にディンプル破面が存在し、中央部にもディンプルが認められる。領域IIIでは、周辺部の広域にディンプル破面が存在し、中央部にはへき開破面の中にディンプル破面が混在する。

Dパターンの場合には、領域IではIパターンと同様の様相を示すが、領域IIでは周辺部のディンプルは極めて少なく、中央部は完全なへき開を呈していることはI

パターンと様相の異なるところである。領域IIIでは、周辺部にディンプル破面を呈するが、中央部はへき開破面が支配的である。

4.1に述べたように、領域IIにおいて両パターンの間で切欠底部の絞りの温度依存性に顕著な相違が見られるが以上述べた微視的観点からこの相違が裏付けられる。

4.3 光学顕微鏡組織と破壊強度特性曲線パターンおよび破面遷移温度の関係

表-4に、各供試材の光学顕微鏡組織と切欠丸棒の破壊強度特性曲線パターンとの関係を示す。ここで、組織の状態と破壊強度特性曲線パターンとの相関の有意性に

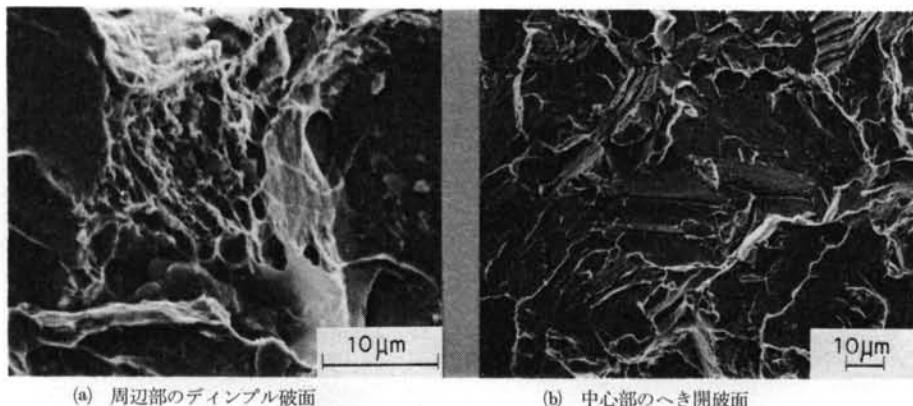


写真-4 Dパターンを示す切欠丸棒の電子顕微鏡破面（供試材G, -75°C）

ついて分割表による検定を行なうと、危険率10%で有意であるということができる。すなわち、層状組織を有する場合はIパターンを示し、粒状組織を有する場合にはDパターンを示す傾向にあるといえる。

図-7に、パーライト面積率と破壊強度特性パターンとの関係を示す。パーライト面積率によってもパターンが明確に区別でき、特にパーライトが多く、しかもその寸法が不均一な組織の場合には顕著なDパターンを示す。これは、既往の研究⁸⁾でdirtyな材料とcleanな材料とによって破壊挙動が異なることが指摘されていることと基本的には同義と考えられる。

図-8に、各供試材の光学顕微鏡組織とシャルピー試験における破面遷移温度 vT_{rs} との関係を示す。組織の状態によって、破面遷移温度が異なることが明確に分かる。すなわち、層状組織を有する場合には、粒状組織を有する場合に比べて破面遷移温度は低いといえる。

層状組織が十分に形成された圧延鋼板では、層状組織に対して直角方向と平行方向では破壊抵抗が異なることが知られている⁹⁾。この理由の一つとして、直角方向の破壊に対しては韌性の高いフェライト層が抵抗し、平行方向に対しては硬いパーライト層に沿ってクラックが伝播し易いことがあげられる。

本実験における切欠丸棒では、層状組織を有する場合切欠方向がこれと直角に位置するため切欠先端からの破壊に対して抵抗が大きく、一方粒状組織を有する場合にはクラックがパーライトを縫って伝播し易い状態にあるため、破壊抵抗が比較的小さいと考えられる。

写真-5は、切欠丸棒の破面の近傍に生じた微小クラックの状態を示したものである。パーライト組織にクラックが生じ、層状のフェライト組織でクラックの伝播が停止している状態が認められ、以上述べたことが裏付けられる。

組織の状態 破壊強度 特性曲線	層状	粒状
Iパターン	5	1
Dパターン	1	3

(数字は該当供試材数)

表-4 各供試材の光学顕微鏡組織と破壊強度特性曲線の関係

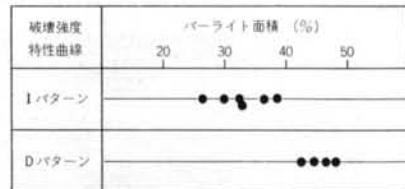


図-7 破壊強度特性曲線パターンとパーライト面積率の関係

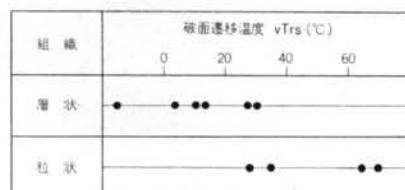


図-8 供試材の光学顕微鏡組織とシャルピー試験における破面遷移温度の関係

以上のように、切欠丸棒の破壊強度特性はフェライトとパーライトから成る層状組織の有無と、パーライト面積率に依存する。

鉄筋の場合、層状組織の存在は切欠きからの破壊抵抗に対して極めて有効であるといえる。本来、層状組織の形成は製造工程における圧延比、仕上げ温度、冷却速度、成分等に依存するものである。低温構造物を対象とした鉄筋については、韌性向上の観点から層状組織が十分形成されるような製造上の配慮が望まれる。

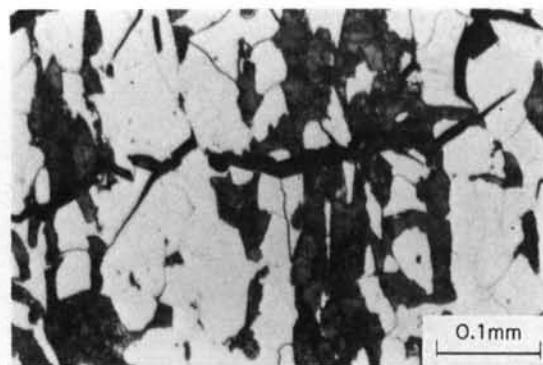


写真-5 切欠丸棒の破面の近傍に生じた微小クラック（供試材A, -25°C）

4.4 脆性破壊発生温度と破面遷移温度の関係

フラクトグラフィー的にディンプル破面の消失する温度、塑性変形（たとえば絞り）が零になる温度、または引張強さが急激に低下し始める温度は、脆性破壊を論ずる場合の一つの指標であると考えられる。このような指標をもとに、工学的に脆性破壊発生温度 T_i を定義することができる。

I パターンの場合には、切欠丸棒の引張強さ $n\sigma_B$ は T_L 温度で最大値をとり、この温度以下ではディンプルは消失し、絞りが零になる。したがって、この場合 T_L 温度を脆性破壊発生温度 T_i と考えることができる。

D パターンの場合には、引張強さ $n\sigma_B$ は T_B 温度で最大値をとるが、この温度では絞りは零ではない。しかし、この温度以下では $n\sigma_B$ は単調な減少傾向にあり絞りも急減することを考慮すれば、この T_B 温度を脆性破壊発生温度と見做すことができる。

以上の考察から、本研究では両パターンとも切欠丸棒の脆性破壊発生温度 T_i を $n\sigma_B$ が最大値をとる温度（前述の図-5に▽印で示す温度）と定義する。

4.3において、光学顕微鏡組織と切欠丸棒の破壊強度特性曲線パターンとの間に相関があり、さらに光学顕微鏡組織とシャルピー試験における破面遷移温度との間に相関があることが明らかになった。したがって、切欠丸棒の脆性破壊発生温度とシャルピー試験における破面遷移温度とは、必然的に強い相関性があることが予想される。

図-9は、切欠丸棒の脆性破壊発生温度と、シャルピー試験における破面遷移温度との関係を示したものである。両者の相関係数は $r=0.839$ であり、この相関係数は高度に有意である。両者の間には強い相関性があるといえる。

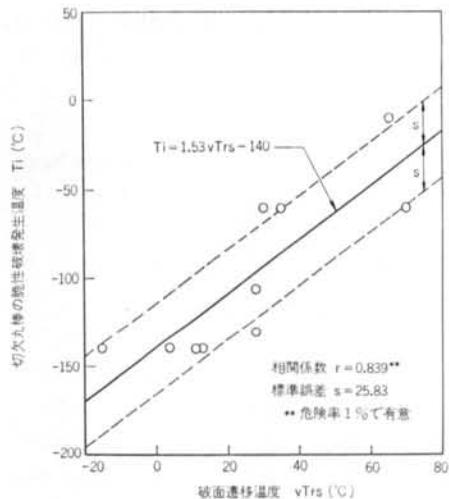


図-9 切欠丸棒の脆性破壊発生温度とシャルピー試験における破面遷移温度の関係

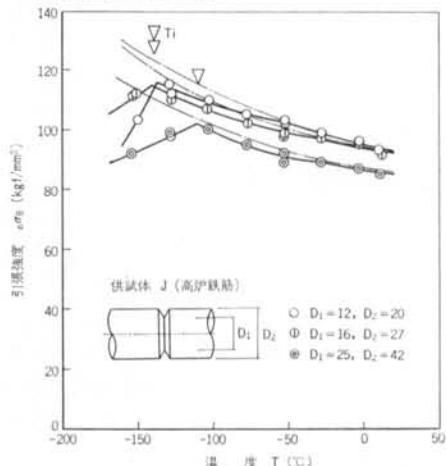


図-10 切欠丸棒の寸法効果

4.5 寸法効果の有無

単一材のD51より切削加工した3サイズの試験片のうち、平滑丸棒については降伏点 σ_y 、引張強さ σ_B とも試験片のサイズによる有意差は認められない（図-5(j)～(l)参照）。

一方、切欠丸棒については引張強さ $n\sigma_B$ は領域IIIの不安定破壊領域以外では、図-10に示すように試験片のサイズが小さいほど高い傾向を示す。また、切欠丸棒の脆性破壊発生温度は本実験における

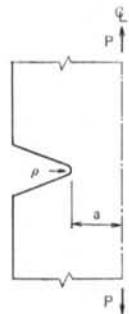


図-11 深いノッチを有する切欠丸棒

る試験片サイズの間で約30°C程度の相違が見られ、サイズが大きいほど脆性破壊発生温度は高温側に移行するといえる。

図-11に示すように、深い切欠きを有する切欠丸棒に引張応力が作用する場合、応力集中係数 α はNeuberにより¹⁴⁾、

$$\alpha = \frac{\frac{a}{\rho} \sqrt{\frac{a}{\rho} + 1} + \left(\frac{1}{2} + \nu\right) \sqrt{\frac{a}{\rho} + 1} + (1 + \nu) \left(\sqrt{\frac{a}{\rho} + 1} + 1\right)}{\frac{a}{\rho} + 2\nu \sqrt{\frac{a}{\rho} + 1} + 2}$$

と表わされる。ここに、 a は切欠丸棒の切欠底部半径、 ρ は切欠先端の曲率半径、 ν はボアソン比を表わす。

本実験では $\rho = 0.25$ と一定であるため、試験片サイズが大きいほど応力集中係数が高く脆性破壊を生じ易くなり、脆性破壊発生温度は高温側に移行する。

このように試験片のサイズを考慮すれば、D51のサイズS3の切欠丸棒の脆性破壊発生温度とシャルピー試験における破面遷移温度との関係は、図-9に示す回帰直線を脆性破壊発生温度方向に30°C高温側へシフトする必要がある。

4.6 材質評価方法の一提案

本実験に供した切欠丸棒試験片の切欠深さは、施工中に鉄筋に生ずる表面きず等より十分大きく、鉄筋の脆性破壊発生温度を今回の供試試験片で評価しておけば十分安全側であると考えられる。また一方、4.4で述べたように本実験に供した切欠丸棒試験片の脆性破壊発生温度は、シャルピー試験における破面遷移温度と強い相関性を有する。したがって、低温下で使用する鉄筋の材質評価は、シャルピー試験における破面遷移温度を基準値として行なうことができる。しかし、破面遷移温度を求めるためには多くのシャルピー試験片を必要とし、実用面での不便さがある。

吸収エネルギーの遷移曲線に注目すると、高炉鉄筋と電炉鉄筋とではカーブが異なり、それぞれについては破面遷移温度が異なるもののほぼ同形の遷移曲線を示すため、 vT_{rs} だけ温度軸をシフトすることにより互いに重ね合せることができる。シャルピー試験温度と破面遷移温度との差、すなわちシフト温度 $T - vT_{rs}$ を横軸にとり、本実験における供試材の吸収エネルギーを整理すると図-12に示すとおりである。

したがって、使用温度において円周切欠丸棒が脆性破壊を生じないために要求される破面遷移温度 vT_{rs} を保証するのに必要な吸収エネルギー vE は、ある一定の試験温度を設定すれば高炉鉄筋、電炉鉄筋ごとに一義的

に与えられる。図-13は、D32についてその一例を示したものである。

D51の場合には、切欠丸棒試験片の寸法効果を考慮して温度シフトを行なう必要がある。すなわち、図-14に示すようにサイズS3の切欠丸棒の脆性破壊発生温度とシャルピー試験における破面遷移温度との関係は、4.5で述べたようにサイズS2の回帰直線を脆性破壊発生温度軸方向に約30°C(ΔT_i)シフトして得られる。したがって、使用温度においてサイズS3の切欠丸棒が脆性破壊を生じないために要求されるシャルピー試験における破面遷移温度 $vT_{rs, s3}$ は、同じ使用温度においてサイズS2に対して要求される破面遷移温度 $vT_{rs, s2}$ よりも回帰直線のシフトから決まる約20°C(ΔvT_{rs})分だけ低い。

§. 5 結論

本研究は、低温下において使用される鉄筋コンクリート用棒鋼の材質評価方法の検討を目的として、各種の鉄筋について円周切欠丸棒による脆性破壊発生特性を調べ、その特性と光学顕微鏡組織、2mmVノッチシャルピー試験結果との対応を検討した。その結果をまとめると次のとおりである。

(1)各種の鉄筋の切欠丸棒試験片による低温引張試験における破壊強度特性曲線には、2つのパターンが存在する。すなわち、低応力脆性破壊を生じる温度域まで温度低下に伴って切欠引張強さ $n\sigma_B$ が増大する場合(Iパターン)と、それよりもかなり高温域で $n\sigma_B$ が最大値をとり、以下の温度域では減少傾向を示す場合(Dパターン)がある。

(2)層状組織を有する場合、切欠丸棒試験片の破壊強度曲線はIパターンを示し、粒状組織を有する場合Dパターンを示す。前者は後者に比べて、シャルピー試験における破面遷移温度は低い。

(3)鉄筋の場合、層状組織の形成は低温下における切欠韧性向上の観点から極めて有効である。

(4)切欠丸棒試験片の脆性破壊発生温度を $n\sigma_B$ が最大値をとる温度と定義すると、この温度とシャルピー試験における破面遷移温度とは強い相関性を有する。したがって、切欠丸棒試験片の脆性破壊発生温度をシャルピー試験によって評価できる。

(5)切欠丸棒試験片のサイズが大きくなるにつれて、脆性破壊発生温度は高温側にシフトする。そのシフト温度は、D51の場合D32に対してほぼ30°Cである。

謝辞 本研究の実施に当り、絶大なご協力をいただいた

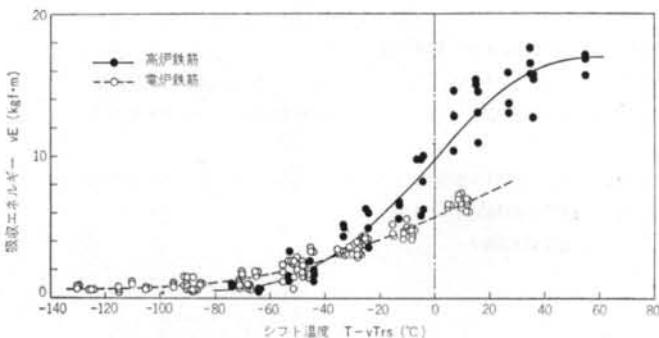


図-12 シャルピー試験におけるシフト温度 ($T - vTrs$) と吸収エネルギーの関係

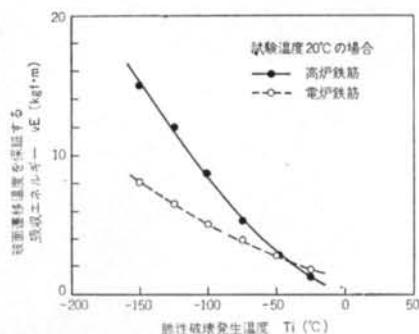


図-13 円周切欠丸棒が脆性破壊を発生しないために要求される破面遷移温度が保証されるための所定の試験温度における吸収エネルギー (D32の場合)

(社)日本圧接協会副会長大井一郎博士に深甚なる謝意を表します。また、本研究をまとめるに当り、懇切なご指導をいただいた東京工業大学教授藤本盛久博士、信州大学助教授中込忠男博士に謝意を表します。さらに、材料

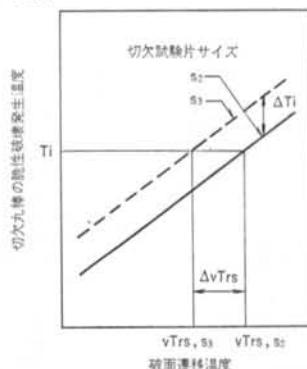


図-14 試験片サイズによる脆性破壊発生温度の補正
強度学の面で懇切なご教示をいただいた大阪大学助教授豊田政男博士にも深甚なる謝意を表します。

また、清水建設㈱研究所中辻照幸、飯泉治両氏の協力を得た、ここに謝意を表する。

<参考文献>

- 1) 矢部喜堂、石川登、杉田稔：“太径鉄筋D51のTSスリープジョイントの低温特性（その1）、（その2）” 清水建設研究所報 第27号、第28号（昭和52年4月、10月）
- 2) 矢部喜堂、大井一郎：“鉄筋ガス圧接部の低温特性に関する実験的研究” 日本コンクリート工学協会第5回年次講演会講演論文集（1983年6月）
- 3) 矢部喜堂：“円周切欠きを有する鉄筋コンクリート用棒鋼の脆性破壊発生特性” 日本建築学会大会学術講演梗概集（昭和58年9月）
- 4) 沼崎吉次、阿部寿、荒川高面：“電炉鉄筋の品質・性能” 電力土木 No. 179（昭和57年7月）
- 5) 青木満、木内晃、池田一夫：“軸力をうける円周切欠き丸棒の脆性破壊強度評価” 鉄と鋼 第68年、8号（1982年）
- 6) 横堀武夫、北川正義：“切欠き先端半径の有限な切欠き鋼材の低応力せい性破壊について” 日本機械学会論文集 第346号（昭和50年6月）
- 7) G. T. Hahn, W. S. Owen, B. L. Averbach & M. Cohen: "Micromechanism of Brittle Fracture in a Low-Carbon Steel" Welding Research, Supplement (Sept. 1959)
- 8) A. S. Tetelman & A. J. McEvily: "Fracture of Structural Materials (構造材料の強度と破壊)" 培風館（昭和49年）
- 9) 岡本節男、寺崎富久長、邦武立郎：“高張力鋼の延性および延性破壊過程に及ぼすMnS介在物の影響” 鉄と鋼 第63年,

12号（1977）

- 10) 須藤一, 田村今男, 西澤泰二: “金属組織学” 丸善（昭和47年）
- 11) 小寺沢良一: “フラクトグラフィー(1)～(5)” 材料 第23巻, 248号～252号（昭和49年5月～9月）
- 12) 萩原行人, 征矢勇夫, 三波建市, 佐藤光雄: “Vシャルピー衝撃特性からの脆性破壊発生特性の評価法” 溶接学会誌 第45巻, 8号（1976）
- 13) 村上敬宜, 西川健太郎, 西谷弘信: “円周き裂を有する丸棒の切欠き底における延性破壊挙動とその寸法効果” 日本機械学会論文集（第1部） 第44巻, 388号（昭和53年12月）
- 14) 西田正孝: “応力集中” 森北出版（昭和46年）