

低温下における鉄筋コンクリート用棒鋼ガス圧接継手の熱影響部の脆性破壊発生特性

矢部喜堂
(技術研究所)
小早川恵実
(技術研究所)
中辻照幸
(技術研究所)
藤盛紀明
(技術研究所)

§ 1. はじめに

近年, LNG, LPG の地下式貯槽を始めとして, 物品流通保管センターとしての冷凍倉庫, 寒冷地における構造物, 極地における海洋構造物(石油掘削プラットフォーム等)など, 低温を対象とした種々の構造物(以下, 低温構造物と総称する)の建設需要が多い。これらの構造物は, 主要構造物を鉄筋コンクリート構造とされることが多い。一般に, 鋼材は温度低下に伴い靱性が低下し, 脆性的な破壊挙動を示すようになる。そのため, 鉄筋コンクリートの構造材料の一つである鉄筋コンクリート用棒鋼(以下, 鉄筋と呼ぶ)およびその継手については, その低温特性を把握し低温下における脆性破壊挙動を明らかにしておく必要がある。

わが国では, 常温の鉄筋コンクリート構造物の鉄筋継手にはガス圧接が最も広く用いられている。しかし, ガス圧接継手の低温下における脆性破壊挙動について未だ明らかにされていない。

鉄筋のガス圧接継手の低温下における引張強度特性に影響を及ぼす主な要因としては¹⁾, 鉄筋の材質, 圧接部のふくらみ形状, 冶金脆化などが挙げられる。

異形鉄筋のガス圧接継手の圧接部には, 鉄筋表面のふし間隔の縮みによってノッチが形成され易く, そのノッチに応力集中が生じる。一方, 圧接継手はアーク溶接と同様に必然的に熱サイクルを受けて材質脆化が生じる。異形鉄筋のガス圧接継手は, このように応力集中と材質脆化の2つの要因が重畳して, 低温下において圧接部から脆性的な破壊を生じ易いことが既往の研究¹⁾²⁾によって知られている。

これまで, 鉄筋のガス圧接継手の圧接接合部および熱影響部における脆性破壊発生特性に関する系統的な研究は極めて少ない。高野ら³⁾は, 自動ガス圧接装置を用いた圧接部の熱処理方法について報告しているが, 圧接部の組織と脆性破壊発生特性との関係については必ずしも明らかにされていない。ガス圧接継手の脆性破壊発生特

性を検討する上では, 圧接接合部および熱影響部の熱サイクルによる冶金的变化を基礎的に把握しておくとともに, ふしによって圧接部にノッチが形成されることを考慮すれば低温下における熱影響部の切欠き感受性を明らかにしておく必要がある。

本報では, まず光学顕微鏡組織観察および硬さ試験, シャルピー試験により圧接部の熱サイクルによる冶金的变化を調べた。次に, ふしによって形成されるノッチの応力集中を考慮して円周切欠丸棒試験片を用い, 室温から -150°C 程度までの低温下における熱影響部の脆性破壊発生特性を調べた。これらの各段階で, 圧接部の低温靱性の向上を目的とした熱処理(焼準)の効果について検討した。

§ 2. 実験計画

2.1 供試材

本実験に用いた供試材はSD35, D32およびD51で, 製法別には高炉鉄筋3種類, 電炉鉄筋1種類である。これらの供試材の化学成分および機械的性質は表-1に示すとおりである。

2.2 試験片

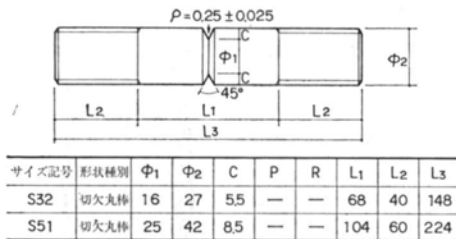
2.2.1 試験片の形状寸法

本実験に用いた低温引張試験片の形状寸法を図-1に示す。試験片は, 鉄筋表面のふし間隔の縮みによってノッチが形成される圧接部の熱影響部における切欠き感受性を相対比較することを目的として, 円周切欠丸棒とした。円周切欠きの先端形状は, 圧接部に形成されるノッチの応力集中の程度を考慮して, それよりもきびしい条件となるようにJIS Z 2202に規定される 2mmV ノッチシャルピー試験片の切欠部と同一形状とした。なお, 試験片の形状寸法は既報⁴⁾に示した各種の鉄筋素材の脆性破壊発生特性との対比を検討するため, 既報⁴⁾に用いた

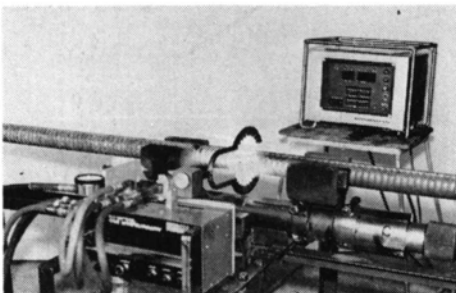
供試材記号	呼び名	製法種別	化 学 成 分 (%)											機 械 的 性 質					
			C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	sol Al	Zn	N	Mn/C	σ_Y (kgf/mm ²)	σ_B (kgf/mm ²)	E.l. (%)	R.A. (%)	vT_{rs} (°C)
L	D32	高炉鉄筋	0.24	0.31	1.35	0.030	0.021	0.01	0.024	0.02	0.001	Tr	0.0039	5.63	45.6	64.4	30.5	66.8	0.5
O	"	高炉鉄筋	0.29	0.33	1.36	0.030	0.024	0.01	0.034	0.06	0.003	0.001	0.0048	4.69	41.0	64.8	28.7	61.4	44.1
P	"	電炉鉄筋	0.27	0.31	1.02	0.020	0.033	0.24	0.055	0.12	0.001	0.004	0.0117	3.78	48.8	65.3	28.4	55.6	15.9
S	D51	高炉鉄筋	0.27	0.36	1.41	0.024	0.016	0.01	0.026	0.03	0.027	0.002	0.0028	5.22	45.1	66.1	28.5	58.7	5.9

(注) σ_Y : 降伏点, σ_B : 引張強さ, E.l.: 伸び率, R.A.: 絞り, vT_{rs} : 破面遷移温度

表一 供試材の化学成分および機械的性質



図一 円周切欠引張試験片の形状寸法

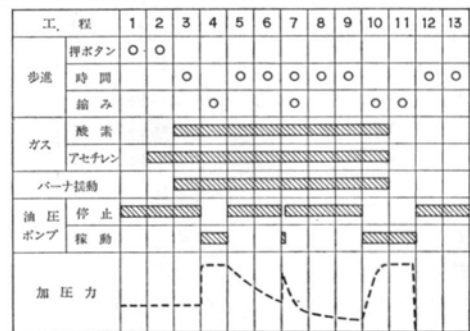


写真一 自動ガス圧接装置による圧接状況
円周切欠丸棒試験片と同一とした。

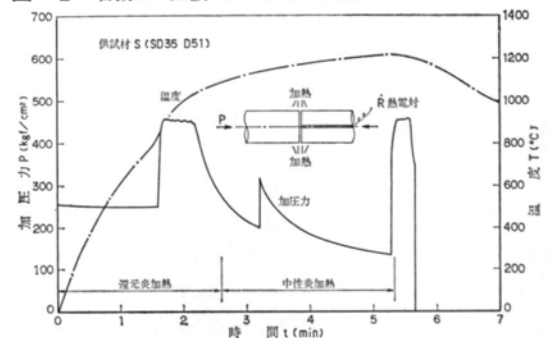
2.2.2 試験片の作成

(1) 圧接作業

各試験片を採取するための圧接試験体の作成に当たっては、圧接作業のばらつきを少なくするために市販の自動ガス圧接装置⁵⁾を用いた。写真一にその圧接状況を示す。本実験では圧接部のふくらみ形状は、ふくらみの最大径を1.5D (Dは鉄筋の呼び名の数値)、ふくらみ幅を1.7Dとした。このふくらみ形状が得られる自動ガス圧接の設定条件は表二に示すとおりである。ちなみに、自動ガス圧接の各工程における各種動作の関係⁵⁾を図一



図二 自動ガス圧接のプログラム工程



図三 圧接時における加圧力および圧接部中心温度と時間の関係 (D51, 供試材Sの場合)

2に示し、圧接時の加圧力および圧接部中心部の温度との関係の例を図三に示す。本実験では、圧接の加圧パターンは3段アプセット法⁶⁾とした。

本実験に供した圧接試験体の作成における各供試材ごとの圧接作業結果を表三に示す。圧接時における圧接部の熱サイクルをR熱電対を用いて測定した。

(2) 焼準

圧接部の低温靱性の向上を目的として組織の細粒化を図るための焼準は、金属学的には圧接部をAcs変態点以上の適切な温度に再加熱した後に、空中放冷すればよ

鉄筋呼び名	圧接部形状		バーナ振幅 (mm)						時 間 (sec)						縮み代 (mm)				加 圧		ガス流量 (ℓ/hr・atm 0℃)			
	ふくらみ径 (mm)	ふくらみ幅 (mm)	工 程						工 程						工 程				ラム断面積 (cm ²)	設定圧力 (kgf/cm ²)	還元炎		中性炎	
			3,4	5	6	7	8	9	3	4,5	6	7	8	9	4	7	10	11			O ₂	C ₂ H ₂	O ₂	C ₂ H ₂
D32	1.5D	1.7D	0	14	33	43	55	58	53	20	20	10	15	45	2	2	27	29	10	400	1800	1960	1910	1710
D51	1.5D	1.7D	0	25	60	72	90	92	99	60	35	35	35	53	2	3	35	37	20	460	3700	4220	3780	3730

(注) D: 鉄筋の呼び名の数値

表-2 自動ガス圧接条件

供試材	加熱時間 (min-sec)			縮み代 (mm)	ふくらみ形状 (mm)	
	還元炎	中性炎	炎合		計 (mm)	径
L	1-10	1-42	2-52	34.9	51.1(1.60D)	58.8(1.71D)
	0-01	0-02	0-02	1.5	1.0	1.7
O	1-11	1-36	2-48	36.3	50.8(1.59D)	52.9(1.65D)
	0-01	0-01	0-01	1.7	1.0	1.5
P	1-11	1-48	3-00	32.5	50.2(1.57D)	55.9(1.75D)
	0-01	0-03	0-03	1.9	1.1	1.8
S	2-37	3-01	5-37	44.8	79.8(1.56D)	87.5(17.2D)
	0-01	0-05	0-05	1.1	0.7	2.5

(注) 1)各供試材の圧接試験体数 L, P, S: n=40, O: n=23
 2)上段: 平均値 下段: 標準偏差

表-3 圧接作業結果

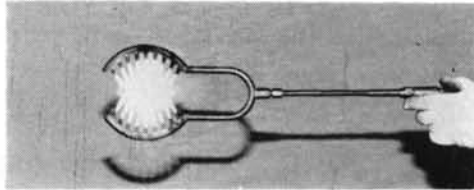


写真-2 バーナ (D51用, 火口: 18口)

鉄筋呼び名	ガス流量 (ℓ/hr・atm 0℃)		発熱量 (kcal/hr)
	O ₂	C ₂ H ₂	
D32	2240	2230	30900
D51	4290	4340	60100

表-4 焼準加熱時におけるバーナの火力

い⁸⁾⁹⁾。本実験では、現場施工の簡便さを考慮して圧接用バーナを用いて、手動操作により圧接部の焼準加熱を行なった。写真-2 にバーナの例を示す。

鉄筋径ごとの適正な焼準加熱時間を見付けるために、各径に応じてバーナの火力を一定にしたまま加熱時間を変化させて、焼準後の組織と硬さの変化を調べた。

種々の試験片を採取するための各圧接試験体は、この適正加熱時間を目安として、1体ずつ焼準加熱を行なった。

鉄筋径ごとの焼準加熱時におけるバーナの火力を表-4 に示す。ここでも、圧接時と同様に焼準時における圧

接部の熱サイクルを測定した。

(3)試験片の採取方法
 圧接部における円周切欠丸棒試験片ならびにシャルピー試験片の圧接試験体からの採取位置を図-4 に示す。

既往の圧接継手の低温引張試験結果²⁾

によれば、圧接部の 図-4 試験片の採取位置

ふくらみの傾斜部 (圧接面とふくらみの終端部との中間部位) 付近から脆性破壊が生じ易いといえる。したがって、この付近における脆性破壊発生特性を調べるために、熱影響部における各種試験片の軸方向中心を圧接面からふくらみ幅の 1/4 離れた位置に一致させた。また、円周切欠丸棒試験片の切欠き先端は鉄筋中心軸から鉄筋径の 1/4 の位置に一致させた。

なお、シャルピー試験片と円周切欠丸棒試験片との相関を検討するため、その切欠き先端を鉄筋径の 1/4 に一致させている。

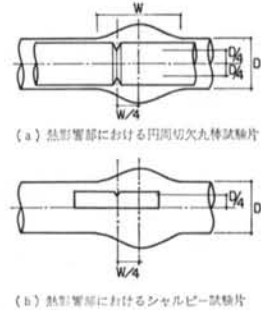


図-4 試験片の採取位置

2.3 低温引張試験方法

本実験における低温引張試験では、既報⁴⁾と同様に図-5 に示すように 200 t 万能試験機に組み込まれた低温試験槽内の引張治具に試験片を取付け液体窒素 (LN₂)

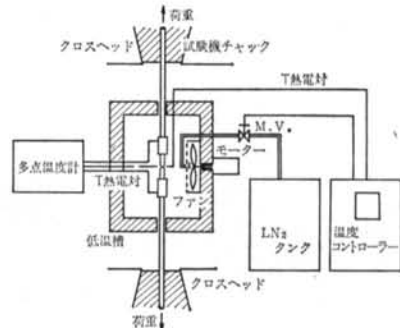


図-5 低温引張試験装置の概要

を噴霧して試験片の冷却を行なった。温度の検出はT熱電対を用いて行ない、試験片の温度が一樣になり、所定の試験温度に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1~3kgf/mm²・s程度とした。

§ 3. 実験結果

3.1 圧接部の熱サイクル測定結果

図-6に圧接時における熱サイクル曲線の例を示す。各供試材とも、圧接時における圧接中心部の最高加熱温度は約1220~1230℃である。一方、図-7に圧接試験体の焼準時における熱サイクル曲線の例を示す。

圧接、焼準いずれの熱サイクルについても、昇温過程および冷却過程において700℃前後で曲線に変化が見ら

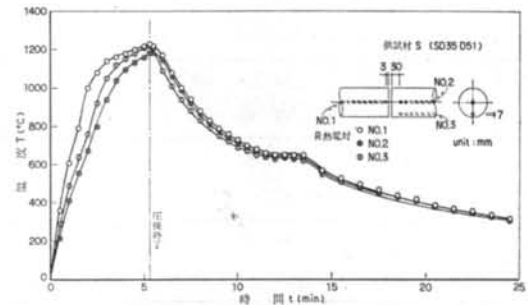


図-6 圧接時における熱サイクル曲線 (D51, 供試材Sの場合)

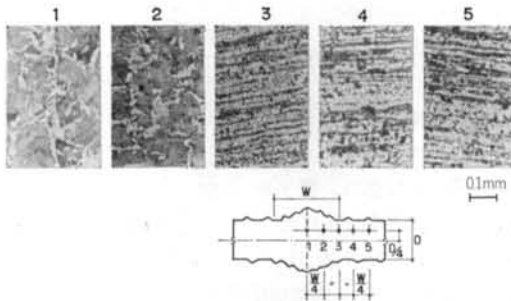


写真-3 圧接のままの各部の光学顕微鏡組織 (D51, 供試材Sの場合)

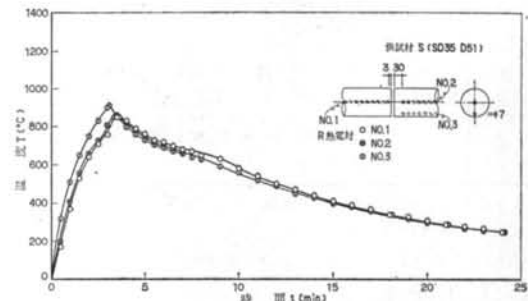


図-7 焼準時における熱サイクル曲線 (D51, 供試材Sの場合)

顕鏡位置	焼準加熱時間 (mm)						0.1mm
	0(圧接のまま)	2.0	2.5	3.0	3.5	4.0	4.5
表層部							
	Hv190	Hv206	Hv179	Hv164	Hv179	Hv180	Hv198
D/4							
	Hv192	Hv207	Hv178	Hv170	Hv183	Hv184	Hv204
中心部							
	Hv217	Hv217	Hv181	Hv170	Hv183	Hv184	Hv191

写真-4 圧接面からW/4離れた位置での各部における各焼準加熱時間の光学顕微鏡組織 (D51, 供試材Sの場合)

れる。すなわち、昇温過程においては A_2 点（キュリー点）付近で磁気変態が生じて潜熱を要し⁹⁾ 温度上昇が若干緩やかになる。一方、冷却過程においては A_{r1} 点でオーステナイトからフェライトとパーライトの相変態による発熱を生じ⁷⁾⁸⁾ 冷却速度が一時的に緩くなる。

鉄筋径	加熱時間 (mm)	加熱温度 (°C)
D32	1.0	600
	1.5	900
	2.0	1000
D51	2.0	650
	2.5	750
	3.0	850
	3.5	900
	4.0	950
	4.5	1000

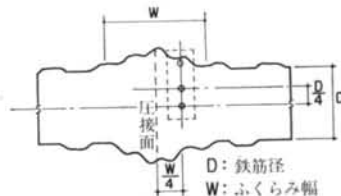
表—5 圧接中心部における焼準加熱温度

各鉄筋径ごとの加熱時間に応じた圧接中心部における焼準加熱温度は、ほぼ表—5に示すとおりである。圧接中心部と表層部との温度差はD32の場合比較的少ないが、D51の場合50°C程度の差異を生じている。

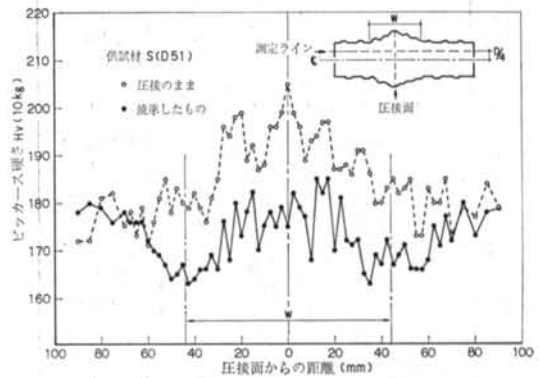
3.2 圧接部の光学顕微鏡組織および硬さ試験結果

写真—3に、圧接のままの各部の光学顕微鏡組織の例を示す。圧接のままではふくらみ部の組織（写真—3に示す1, 2）は、高温に保持される時間も長くオーステナイト粒が大きくなり、冷却過程で旧オーステナイト粒界に大きなフェライトが折出し、さらに粒内に粗大なパーライトが成長している。ふくらみの終端部の組織（写真—3に示す3）は、素材部（写真—3に示す5）に比べて細粒化している。

写真—4に、圧接部のふくらみ幅の1/4の位置（図—8参照）における各焼準加熱時間ごとの光学顕微鏡組織の例を示す。D32の場合には圧接部の表層部と中心部ではほぼ同等の組織になっている。しかし、D51の場合には表層部と中心部では若干異なった組織を示している。すなわち、焼準加熱時間が3.0分の場合には表層部では最も組織が細粒化しているが、D/4の位置および中心部では針状フェライトが見られる。また、4.0分の場合には中心部では組織が細粒化したままであるが、表層部は過熱により組織が粗大化し始めている。細粒化の面から、適正焼準時間はD32の場合1.5分、D51の場合3.0分ないしは3.5分であると考えられる。



図—8 圧接熱影響部における光学顕微鏡組織観察位置



図—9 鉄筋径の1/4の深さにおける軸方向のビッカース硬さ分布 (D51, 供試材Sの場合)

なお、各組織に対応するビッカース硬さは同じく写真—4に示すとおりである。D32の場合には1.5分、D51の場合には3.0分で最も硬さが低くなる。

図—9に、鉄筋中心軸から鉄筋径の1/4離れた位置において、圧接面を中心とする鉄筋軸方向のビッカース硬さ分布の例を示す。いずれの供試材も、圧接のままでは圧接部の最高硬さは素材部よりも平均的に15~20Hv程度高い値を示し、焼準を行なうことにより、圧接部の硬さは素材と同等または逆に素材部より5~10Hv程度低い値を示す。

3.3 シャルピー試験結果

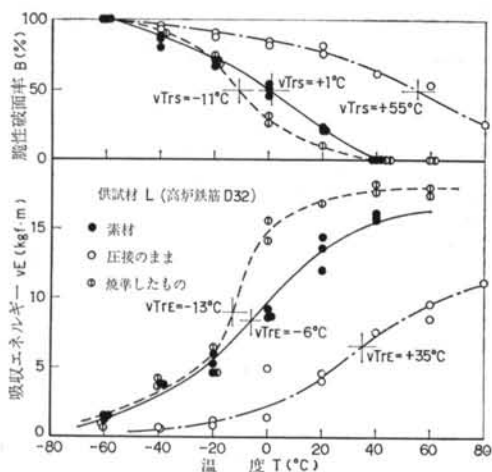
図—10に、各供試材の素材および圧接部のシャルピー試験結果を示す。いずれの供試材の圧接部についても、圧接のままの場合、素材に比べてセルフエネルギー vE_{shel} は低く、破面遷移温度 vTr_s も20~70°C高温側へ移行する。

D32で圧接部を焼準したものの場合、焼準加熱時間が1.5分のとき圧接部の vE_{shel} は素材よりも増大し、かつ vTr_s も低温側に10~30°C程度移行しており、焼準の効果が認められる。

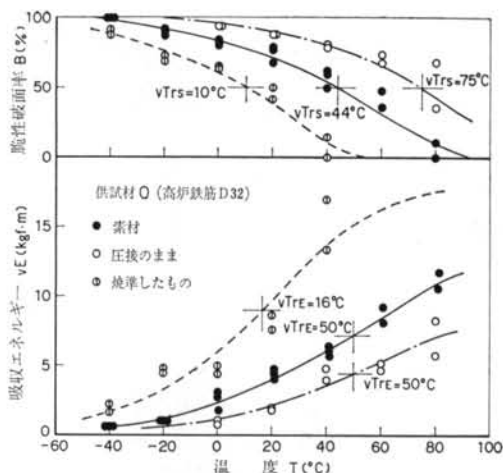
一方D51の場合、焼準加熱時間を変化させてそれぞれの時間に対応する0°Cにおける吸収エネルギー vE_0 を調べた結果、図—11に示すように最も高い吸収エネルギーを示す3.0分ないしは3.5分が靱性の面から適正な焼準加熱時間となり、光学顕微鏡組織観察結果と一致する。なお、焼準加熱時間が2.5分の場合にはシャルピー吸収エネルギーはばらつきが大きく不安定である。

3.4 低温引張試験結果

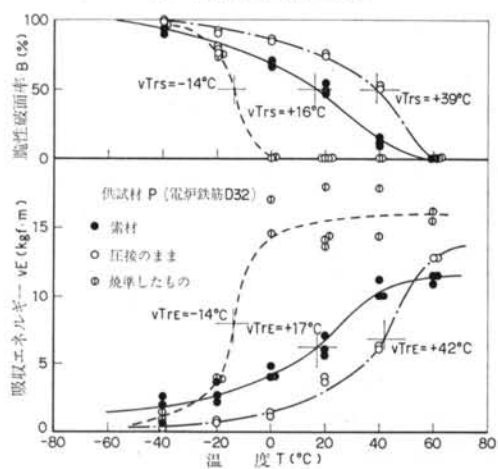
図—12に、各供試材ごとの熱影響部における円周切欠丸棒試験片の引張強度を、素材の砂時計形丸棒および円



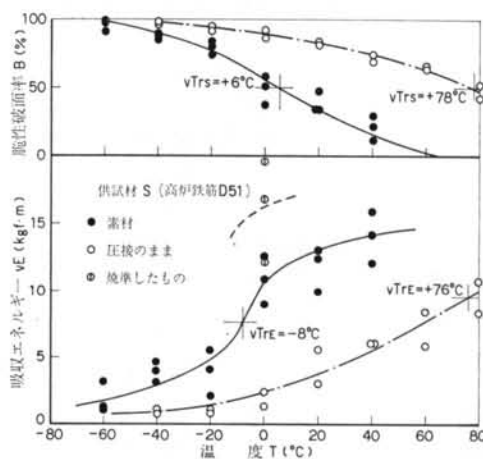
(a) D23, 供試材Lの場合



(b) D32, 供試材Oの場合

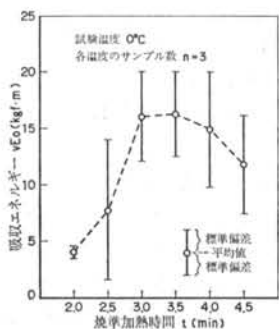


(c) D32, 試験材Pの場合



(d) D51, 供試材Sの場合

図—10 シャルピー試験結果



図—11 シャルピー試験における吸収エネルギーと圧接部の焼準加熱時間の関係 (D51, 供試材Sの場合)

周切欠丸棒試験片の引張強度とともに示す。

素材の円周切欠丸棒の破壊強度特性曲線 ($n\sigma_B-T$ 曲線) が、各温度において切欠強度比 $n\sigma_B/\sigma_B$ (σ_B : 秒時計形丸棒の引張強さ, $n\sigma_B$: 切欠丸棒のネット引張強さ)

が一定と仮定して得られる仮想強度特性曲線⁵⁾ ($n\sigma_{B,t}-T$ 曲線) から分岐する温度 T_B は、試験片サイズS32を用いた供試材LおよびPの場合約 -50°C 、供試材Oの場合約 -25°C であり、試験片サイズS51を用いた供試材Sの場合約 -70°C である。供試材L、Pの場合、破壊強度特性曲線はほぼ既報⁴⁾に定義するIパターンを示し、破壊強度が最大値を呈する温度として定義される脆性破壊発生温度 T_i はともに -130°C 前後である。一方、供試材O、Sの場合、破壊強度特性曲線はDパターンを示し、脆性破壊発生温度 T_i は T_B 温度と同じくそれぞれ約 -25°C 、 -70°C である。

圧接のままの熱影響部における円周切欠丸棒では、 T_B 温度は供試材LおよびPの場合約 -25°C 、Oの場合約 0°C となり、素材に比べて高温側に移行している。 T_B 温度以下では、温度の低下に伴って破壊強度は緩やかな減少傾向を示す。すなわち、圧接のままの破壊強度特性曲

線はDパターンを示し、 T_i 温度は T_B 温度となる。

適正に焼準したものの熱影響部における円周切欠丸棒では、素材がIパターンを示す供試材L、Pの場合には、破壊強度特性曲線はIパターンを示す。この場合の T_B 温度は素材とほぼ同等であるが、 T_i 温度は素材に比べて30℃程度高温側に移行している。室温から T_i 温度の範囲内では、焼準によって素材とほぼ同等の破壊強度を呈している。

また、素材がDパターンを示す供試材O、Sの場合には、焼準したものの熱影響部における円周切欠丸棒の破壊強度は素材よりも高く、 T_i 温度は素材に比べて低温側に移行している。供試材Oの素材の組織は、比較的パーライト量が多く、しかも粒状を呈しており、また供試材Sの素材の組織は比較的結晶粒が大きく、しかし、適正な焼準によって圧接部の組織は細粒化し、その結果素材に比べて同等以上に靱性が向上したものと考えられる。

しかし、図-12(d)に示す830℃で焼準したもののように、加熱温度が低く適正な焼準温度に達しない場合には逆に圧接のままよりも低い破壊強度を示し、 T_i 温度も高温側に移行する。

一方、各供試材ごとの圧接部の熱影響部における円周切欠丸棒の絞りの温度依存性は、同じく図-12に示すとおりである。およそ-100℃から-50℃の温度範囲では、圧接のままの絞りは素材に比べて著しく小さいが、焼準によって素材と同等以上に改善され大きな延性が期待できる。

§ 4. 考 察

4.1 焼準加熱温度

一般に、焼準は A_{e3} 直上のオーステナイト域まで加熱し、空中放冷して行なわれる。鉄筋の炭素含有量は平均的にほぼ0.26%程度であり、Fe-C系状態によれば細粒化が生じる適正な焼準加熱温度は900℃前後と考えられ

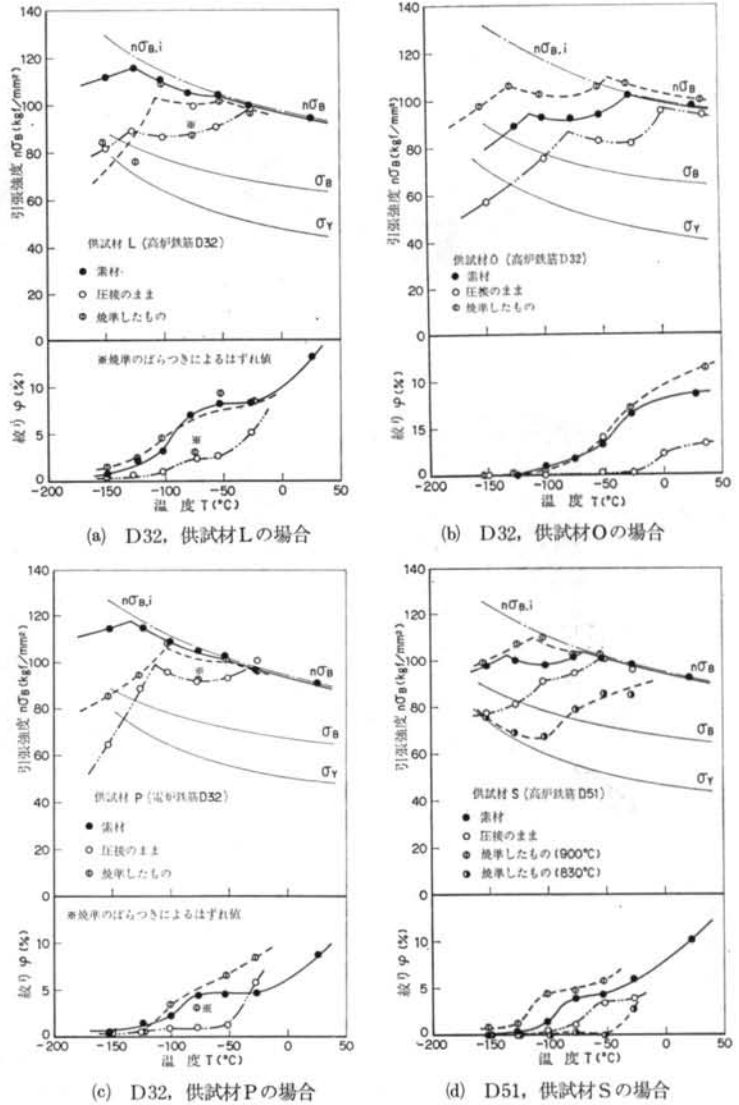
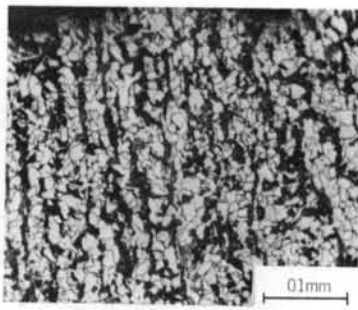


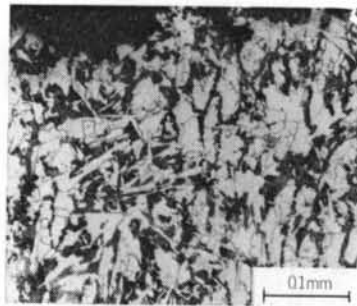
図-12 熱影響部における切欠丸棒の引張試験結果

る⁷⁾。本実験の場合にも、適正な焼準加熱温度は焼準時における熱サイクル曲線から、3.2および3.3に示した適正な焼準加熱時間に対応する900℃前後であることが確認できる。

写真-5に、図-12(d)に示した供試材Sの圧接部の焼準加熱温度が900℃の場合と830℃の場合の、円周切欠丸棒試験片の破断位置近傍における組織を示す。図(a)は900℃の場合で、フェライト結晶粒の大きさが比較的均一な細粒組織となり、適正な焼準組織を示している。これに対して図(b)は830℃の場合で、結晶粒の大きさが不ぞろいであり、比較的大きいフェライトが混在しているとともに針状フェライトも見られ、不完全な焼準組織を

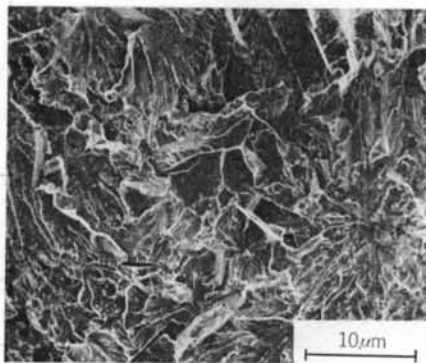


(a) 900°C の場合

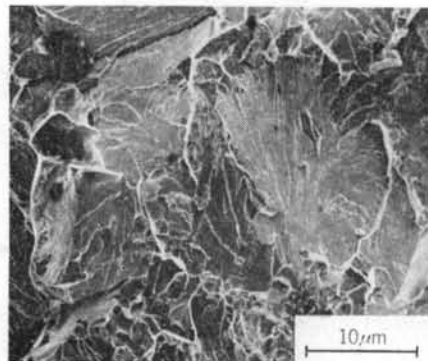


(b) 830°C の場合

写真—5 各焼準加熱温度における組織 (D32, 供試材Pの場合)



(a) 圧接のまま



(b) 焼準したもの

写真—6 熱影響部における微視的破面 (供試材S, -150°C の場合) 示している。

前者の場合、フェライト結晶粒度の調整が完全に行なわれていないため靱性が向上し、円周切欠丸棒の破壊強度は素材と同等以上の値を示すようになる。後者の場合、不均一に生じた結晶粒の粗大化と針状フェライトによるパーライトの切欠き効果のために、円周切欠丸棒の破壊強度は圧接のままの場合よりも低下したものと考えられる。これは軟鋼の熱処理の際に、焼準加熱温度が900°C前後において圧延のままに比べて靱性が著しく向上し、800°C前後において逆に靱性が低下することを示した雑賀ら¹⁹⁾の実験と類似の現象である。

図—12において※印を付したものは写真—5(b)と同様の組織を示しており、これらの破壊強度の低下の原因は焼準作業のばらつきにより加熱温度が低かったことによるものと考えられる。

このように、焼準温度によってはむしろ靱性を低下させることがあるため、実際の現場施工では焼準温度の管理が重要であり、焼準作業のばらつきを極力少なくする必要がある。

4.2 円周切欠丸棒破面のフラクログラフィー的検討

熱影響部における円周切欠丸棒では、圧接のままおよび焼準したものと室温付近における破面の周辺部にディンプルが認められるが、温度低下に伴いディンプル破面は消失し全面へき開破面になる。

写真—6に、圧接のままおよび焼準したものの-150°Cにおける微視的破面の例を示す。いずれもへき開破面を呈しているが、そのファセットは圧接のままに比べて焼準したものの方が小さい傾向が認められる。既往の研究¹¹⁾によれば、へき開ファセットの大きさは結晶粒径にほぼ等しいことが知られている。本実験においても、ファセットの大きさの相違は圧接のままと焼準したものの結晶粒の大きさの差をそのまま反映しているものと考えられる。

4.3 脆性破壊発生温度と破面遷移温度の関係

本実験に用いた各供試材の素材、圧接のまま、および適正に焼準したものの、熱影響部における円周切欠丸棒の脆性破壊発生温度 T_b とシャルピー試験における破面遷移温度 vTr_{50} との関係を図—13に示す。同図は試験片サイズがS32の場合について整理したものであり、試験

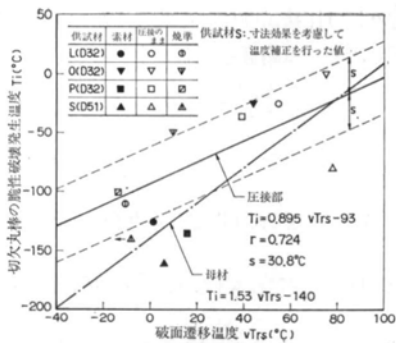


図-13 切欠丸棒の脆性破壊発生温度と破面遷移温度の関係

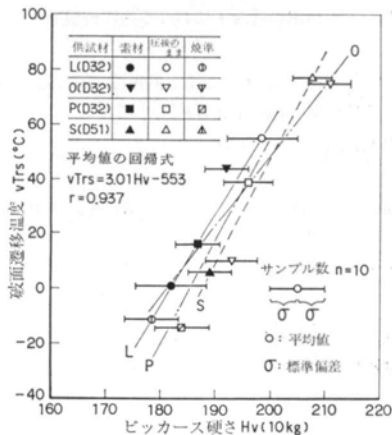


図-14 破面遷移温度とビッカース硬さの関係

片サイズS51を用いた供試材Sについては既報⁴⁾に示す試験片の寸法効果を考慮して、脆性破壊発生温度を35℃低温側にシフトしたときの値を示す。

既報⁴⁾で示したように、各種の鉄筋素材の T_i と $vTrs$ との関係の回帰直線は同図に示すとおりである。本実験に用いた各供試材の素材についてもこの回帰直線にほぼ従うが、圧接のままおよび焼準したものの熱影響部についてはこれとは傾向が異なり、別の回帰直線で表わされる。圧接のままでは、不均一に起こった結晶粒の粗大化のため、素材の靱性の高低にかかわらず $vTrs$ または T_i は素材に対して高温側に移行し、いずれもほぼ同程度の温度域に集まる。また、焼準したものは圧接のままに比べて $vTrs$ は 5~90℃、 T_i は 50~85℃ 低温側に移行する。

4.4 破面遷移温度と硬さの関係

図-14に、各供試材ごとの素材、圧接のままおよび適正に焼準したものの、熱影響部のシャルピー試験における破面遷移温度 $vTrs$ とビッカース硬さ H_v の関係を示す。ここで、ビッカース硬さは破面遷移温度を求めた

めのシャルピー試験片からそれぞれ5箇所をサンプリングし、Vノッチ先端近傍で測定した10点の硬さの平均値と標準偏差を示す。

これによると、各供試材とも熱サイクルによって硬さが異なり、これに伴って $vTrs$ も変化する。両者の間には供試材ごとにほぼ直線関係が存在する。本来 $vTrs$ は靱性を表わす指標であり、一方硬さは塑性変形抵抗を表わす尺度である。金属組織が大きく異なる範囲内では、硬さすなわち降伏強さや塑性変形能は破壊の遷移現象とよい対応関係にあることが知られており、本実験でも両者の間に強い相関が存在することが容易に理解できる。

図-13から、使用温度において圧接部に要求される破面遷移温度がきまるとすれば、図-14に示す相関関係から圧接部の破面遷移温度を硬さによってほぼ評価できるといえる。このことは、実際の現場施工において適正な焼準作業の条件のもとに、焼準の確認に硬さ測定が有効となり得ることを示唆するものである。

§ 5. 結論

本報は、鉄筋のガス圧接部の熱サイクルによる冶金的变化および熱影響部の低温下における脆性破壊発生特性について実験的に調べ、圧接部の低温靱性の向上を目的とした焼準の効果について検討した。その結果を要約すると以下のとおりである。

1) 鉄筋のガス圧接部の組織の細粒化が生じる適正な焼準加熱温度は、ほぼ900℃程度である。圧接用バーナを用いて本報に示すガス流量の条件下で焼準加熱する場合、適正な焼準加熱時間はD32については1.5分、D51については3.0分ないしは3.5分である。

2) 熱影響部におけるシャルピー試験の破面遷移温度 $vTrs$ は、圧接のままでは素材に比べて20~70℃程度高いが、適正に焼準したものは素材に比べて10~30℃程度低温側に移行する。

3) 適正に焼準したものの熱影響部における円周切欠丸棒の脆性破壊発生温度 T_i は、圧接のままに比べて約50~85℃程度低く、脆性破壊発生抵抗に対して焼準の効果が大きい。

4) 圧接のままおよび適正に焼準したものの熱影響部における破面遷移温度 $vTrs$ と、ビッカース硬さ H_v との間には強い相関関係が存在する。

謝辞 本研究の遂行に当り、東京工業大学名誉教授・神奈川大学教授藤本盛久博士にご指導頂きました。また、

大阪大学助教授豊田政男博士および信州大学助教授中込忠男博士から有益なご教示を頂きました。また、(株)須山工

業所の方々には圧接試験体の作成にご協力頂きました。末尾ながら深甚なる謝意を表します。

<参考文献>

- 1) 沼崎・吉沢：“電炉製鉄筋の母材およびガス圧接継手の低温下における強度と繰返し曲げ特性” 電力中央研究所報告（昭和56年9月）
- 2) 大井一郎，矢部喜堂，須山忠市：“鉄筋ガス圧接部の低温特性に関する研究報告書” 日本圧接協会圧接技術委員会資料（昭和57年6月）
- 3) 高野重雄，横川孝男，半沢 貢，岩瀬喜八郎：“自動ガス圧接による鉄筋の接合に関する研究” 土木学会論文報告集 第299号（1980年7月）
- 4) 矢部喜堂，小早川恵実，藤盛紀明：“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” 清水建設研究所報 第38号（昭和58年10月）
- 5) 高野重雄，横川孝男，池野輝夫，一瀬康明：“太径鉄筋の自動ガス圧接（第1報）” 溶接学会誌 第46巻，第2号（1977年）
- 6) 大井一郎，須山忠市，矢部喜堂，袴田定雄：“電炉鉄筋のガス圧接法” 溶接技術（1981年3月）
- 7) 荒木 透他編：“鋼の熱処理技術（鉄鋼工学講座・8）” 朝倉書店（昭和47年）
- 8) 岡本正三：“鉄鋼材料（標準金属工学講座・3）” コロナ社（昭和41年）
- 9) 西沢泰二：“もしもベータ鉄があったら——磁気変態にもとづく相平衡の異常” 日本金属学会会報 第17巻，第10号（1978年）
- 10) 中村 素，雑賀喜規，深川宗光：“軟鋼の低温脆性におよぼす熱処理の影響” 石川島技報 第17巻，第59号（昭和35年10月）
- 11) 寺崎富久長，大谷泰夫：“低炭素鋼の低温脆性破面と組織の関連性” 鉄と鋼 第58巻（1972年）
- 12) 渡辺 之，小嶋敏文：“大電流MIG溶接金属の靱性に及ぼす後熱処理の影響” 溶接学会誌 第50巻（1981年）
- 13) 佐藤知雄：“鉄鋼の顕微鏡写真と解説” 丸善（昭和49年）
- 14) 日本鉄鋼協会編：“鋼の熱処理（改訂5版）” 丸善（昭和56年）