

## 在不同溫度下球墨鑄鐵的衝擊性能\*

張作梅 徐有容

(中國科學院金屬研究所)

### 摘 要

本文描述高溫衝擊試驗的技術,以及由  $-85^{\circ}\text{C}$  至  $1070^{\circ}\text{C}$  的鑄態和鍛造後的球墨鑄鐵的衝擊性能。研究結果找到了基體主要為鐵素體的球墨鑄鐵的兩個變脆溫度範圍 ( $-20^{\circ}\text{C}$  以下和  $550^{\circ}\text{C}$  至  $700^{\circ}\text{C}$  之間) 和一個比較具有韌性的溫度範圍 ( $850^{\circ}\text{C}$  與  $1050^{\circ}\text{C}$  之間)。在這些溫度範圍內,曾考查試樣的斷口情況和斷裂時的彎曲角度,並與其基體組織的變化相聯繫,進行討論。最後,本文指出研究結果在球墨鑄鐵的應用上所起的作用,以及在球墨鑄鐵熱加工時對於選擇熱加工溫度的意義。

### 一. 引 論

本研究是球墨鑄鐵加工研究中的一部分,目的在確定球墨鑄鐵在不同溫度下的衝擊性能。在低溫範圍內,可以測定加工程度和其他因素如基體組織等對於變脆溫度的影響;在高溫範圍內可以了解藍脆的情況,相變時的衝擊性能,以及高溫度時的受範性,本文所述僅為此研究的初步結果。

### 二. 試 樣 的 準 備

試料採自  $110 \times 110 \times 700$  的鑄錠和鍛造後(斷面減縮率 50%) 的試料,鍛造過程詳於另一文中<sup>[1]</sup>。其熔鑄情況和化學成分如表 1 所示。鑄態試料的機械性能則如表 2 所示。為了保證全部試樣有同一的基體組織,試料鋸成粗坯後,在電爐內依圖 1 的加熱和冷卻曲線進行熱處理。目的令基體中的珠光體分解為自由石墨和鐵素體。處理前後的基體組織如圖 2 a 及 b 所示。由是可見,熱處理後的組織主要為鐵素體,但仍有少量的珠光體。

\* 1954 年 6 月 23 日收到。

表 1. 試料的熔鑄情況和化學成分。

鐵水重量(公斤)	熔鐵爐	球化劑	球化劑加入量	75% 矽鐵加入量	處理時間	鑄錠情況
800	4 噸	純鎂	0.5%	1.2%	6 分鐘	沙型澆鑄 110×110×700 錠
化學元素	碳	矽	錳	磷	硫	
百分比%	3.72	1.91	0.67	0.0705	0.004	

表 2. 鑄態試料的機械性能。

抗 張 試 驗			抗 壓 試 驗		衝擊值 (公斤-米*/厘米 <sup>2</sup> )	硬度 H <sub>B</sub>
抗張強度 (公斤/毫米 <sup>2</sup> )	延伸率 (%)	斷面收縮率 (%)	抗壓強度 (公斤/毫米 <sup>2</sup> )	壓下量 (%)		
44.4	10.1	10.4	139	36	2.33	230
抗張試樣：標距 $l_0 = 4 d_0$ (其中 $d_0$ 為直徑 = 12 毫米)，上表結果為 4 次試驗的平均值。 抗壓試樣：直徑 15 毫米 × 20 毫米高，上表結果為 3 次試驗的平均值。 * 試樣曾經石墨化處理，其餘試樣未經處理。						

試樣全部採用標準的梅氏 (Менаже) 缺口試樣，表面用磨床磨光，缺口用銑刀銑製，然後用金剛砂研磨，以消除刻槽底部的全部因機械加工而引起的表面刻痕。試樣的各部尺寸和刻槽底部的光滑程度均用放大 16 倍的讀數顯微鏡觀察和測量，以保證符合標準。由鍛造材料所取的試樣，其長軸與鍛造時材料伸長的方向平行。

### 三. 試 驗 過 程

試驗在東德 Louis Schopper 製造的 PSW 1000/500 型衝擊機上進行，衝擊能為 10 公斤-米。

試樣的加熱，在 1000°C 以下，用箱式電爐，1000°C 以上，則用石英管徑為 28 毫米，最高溫度為 1250°C 的管式電爐。

為了保證在衝擊時，試樣恰好在所需要的溫度，曾進行一系列的加熱和冷卻試驗，以便掌握其冷卻規律。其方法乃在試樣刻槽的後面焊上各若美-桌呂美熱電偶，然後放在爐中加熱，而用校正過的毫伏計測量其溫度的上升情況。當溫度

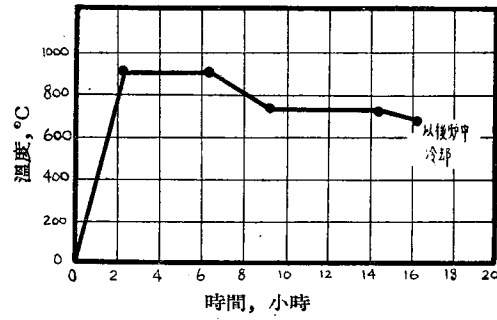
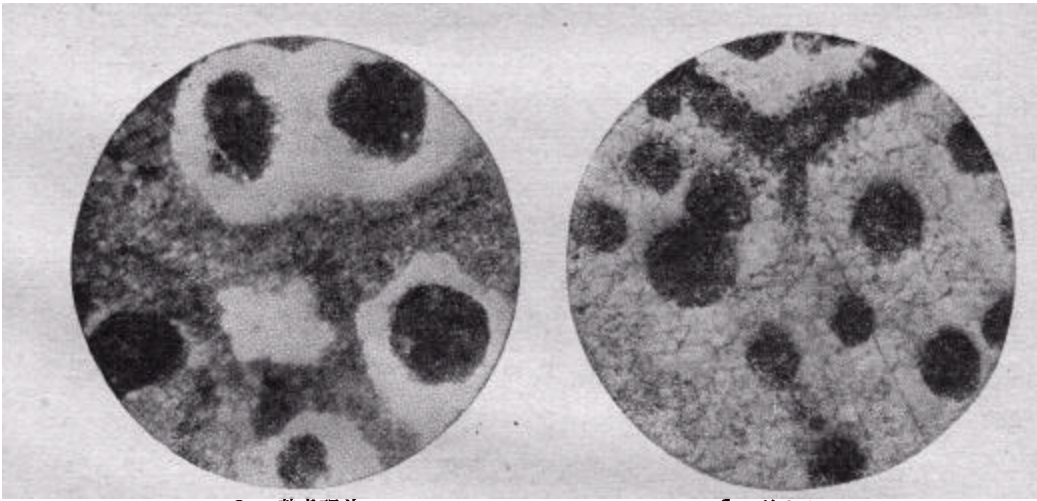


圖 1. 試料的熱處理.



a. 熱處理前

b. 熱處理後

圖 2. 鑄態試料熱處理前後的基體組織 (放大 315 倍).

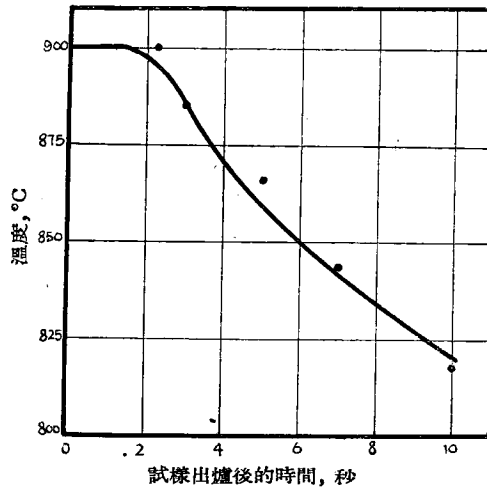


圖 3. 試樣在 900°C 出爐後的冷卻曲線.

到達所需的數值時，即由爐中取出試樣，置於衝擊試驗機的支架上，同時記錄試樣出爐後在空氣中冷卻時所經過的時間，相應的試樣溫度，然後畫出時間與溫度下降的曲線。此曲線之一，如圖 3 所示。初步試驗結果，試樣由出爐至錘擺衝擊時所經歷的時間可以掌握在 5 秒鐘之內。在此時間內，溫度的下降情況如表 3 所示。

表 3. 在 5 秒鐘內，不同溫度的試樣在空氣中下降的溫度。

出爐溫度 (°C)	100	200	300	350	400	500	600	700	750	800	850	900	950	1000	1050	1070
5 秒鐘內下降 的溫度(°C)	0	0	5	3	5	8	7	8	6	8	24	34	37	50	50	50

由表 3 可見，在 800°C 以下，在 5 秒鐘內試樣溫度的下降不超過 8°C。850°C 以上溫度則下降迅速。根據此結果，試樣的出爐溫度乃控制在比較所需要的溫度高出如上表所示的數值，而出爐後第 5 秒鐘進行衝擊。例如在作 1000°C 的試驗時，試樣的出爐溫度為 1050°C，5 秒鐘後衝擊時，試樣即恰好在 1000°C。

由於在 1130°C 左右，試樣即開始熔化，所以此法僅適用於 1050°C 以下的試驗，因為 1050°C 以上的試驗要求出爐溫度為 1100°C 以上，結果試樣有部分熔化的危險。

至於室溫以下的試驗，採用本所金屬物理研究室金屬形變組所建立的技術<sup>[2]</sup>，主要利用酒精和固體二氧化碳的混合液作冷卻劑。若利用丙酮和二氧化碳的混合液作冷卻劑，溫度可達 -85°C，所以本試驗所達的最低溫度為 -85°C。

每一溫度一般進行 4 次以上試驗，結果都很相近(見表 4, 5)。本文所包含的內容為 250 次以上試驗的結果。

#### 四. 試 驗 結 果

試驗結果如表 4, 5 和圖 4 所示。為了更明顯地表示低溫變脆的情況，室溫以下的結果用較大的橫坐標畫於圖 5 上。

表 4. 不同溫度下試驗所得的衝擊值 (鑄態材料).

溫度 (°C)	衝擊值 (公斤-米/厘米 <sup>2</sup> )	平均衝擊值 (公斤-米/厘米 <sup>2</sup> )
-85	0.84, 0.79, 0.75, 0.79, 0.60	0.76
-76	0.94, 0.92, 0.99, 0.87, 0.96	0.94
-60	1.26, 1.38, 1.32, 1.32, 1.12	1.28
-50	1.50, 1.44, 1.42, 1.50, 1.35, 1.56	1.46
-40	1.41, 1.62, 1.62, 1.58, 1.63, 1.28	1.53
-30	1.90, 2.18, 2.23, 1.85, 1.62	1.96
-20	2.20, 1.98, 1.76, 2.23, 1.80, 2.12, 2.06	2.02
-10	2.05, 1.89, 2.02, 1.98, 2.00	1.99
0	2.16, 2.11, 2.26, 2.17, 2.00, 1.94	2.10
18	2.35, 2.37, 2.14, 2.40, 2.50, 2.48	2.37
100	1.88, 2.11, 1.93, 2.01, 2.38	2.06
200	2.26, 1.95, 1.88, 1.94, 2.11	2.03
300	1.89, 2.19, 2.02, 1.96, 1.86	1.98
400	1.90, 1.80, 1.98, 1.90, 1.94, 1.90	1.90
450	1.88, 1.91, 1.76, 1.77, 1.82	1.83
500	1.81, 2.09, 1.85, 1.68, 1.74	1.83
550	1.76, 1.56, 1.64, 1.56, 1.58	1.62
600	1.50, 1.64, 1.58, 1.64, 1.40	1.55
650	1.60, 1.40, 1.36, 1.51, 1.51	1.48
700	1.65, 1.55, 1.69, 1.51, 1.38, 1.56	1.56
750	1.64, 1.78, 1.61, 1.49, 1.64	1.63
800	1.88, 2.46, 1.89, 2.06, 2.08	2.07
820	2.77, 3.01, 3.26, 3.10, 3.46	3.12
850	3.45, 3.33, 3.37, 3.34, 3.45, 3.51	3.41
900	3.32, 3.50, 3.48, 3.46, 3.66	3.48
950	3.38, 3.25, 3.60, 3.80, 3.65	3.54
1000	3.75, 3.87, 3.60, 3.62, 3.62	3.69
1050	4.23, 3.30, 3.51, 3.95, 4.00	3.80
1070	0.25, 0.29	0.27

由圖 4 可見,在二曲線中均存在着四個轉折點,一在室溫 (20°C) 附近,一在 650° 左右,一在 850° 附近,一在 1050°C 左右. 由 20°C 起鑄態曲線朝兩端下降: 當溫度由室溫逐漸升高時,衝擊值逐漸下降,至 650° 時為最低. 在 750°C 與 900°C 間,衝擊值急劇上升,950° 與 1050°C 之間衝擊值則上升較慢,1050°C 以上,衝擊值即急劇下降,1070°C 時的數值僅為 0.27 公斤-米/厘米<sup>2</sup>,為試驗中所得之最低值. 在大部分曲線中,鍛造後的材料的衝擊值,均較鑄態的為高.

由圖 5 可見,球墨鑄鐵的變脆,在本試驗所用的材料中是比較緩慢的,由室溫至 -85°C, 衝擊值逐漸下降,並無突變的地方. 考查曲線的斜度,自 -20°C 以下,衝擊值即沿一直線下降,尤以加工後的材料表現得較為顯著,所以可以認

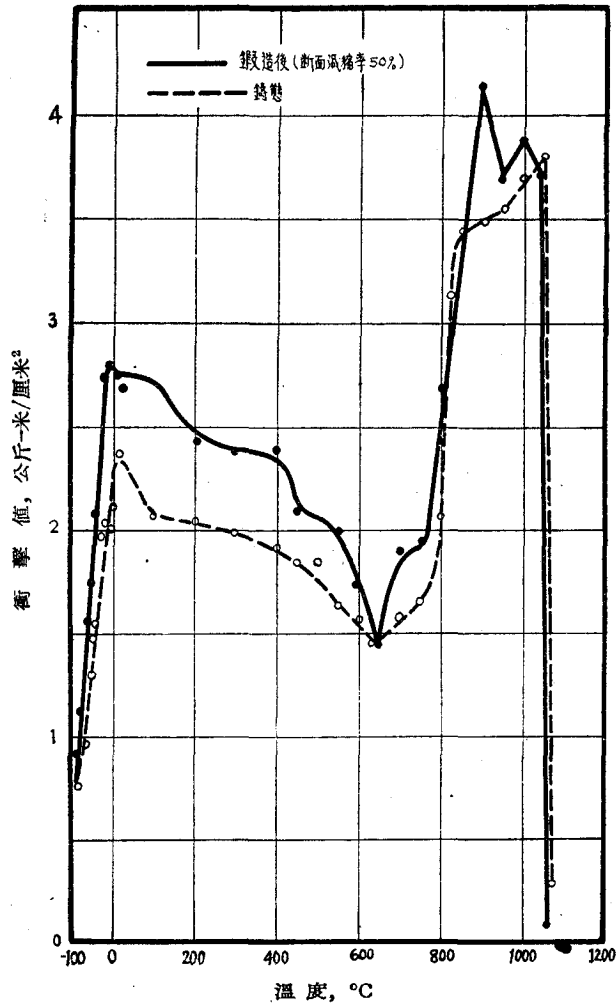


圖 4. 在不同溫度下, 球墨鑄鐵的衝擊值。

為 $-20^{\circ}\text{C}$  是本試料的低溫變脆的開始溫度。

如將斷裂後的試樣兩半部壓緊, 便可以測量斷裂時試樣的彎曲角度, 即發生斷裂前試樣經過的受範性形變。材料愈韌, 則此角度愈大, 而斷裂時所吸收的衝擊能亦愈大; 反之, 脆性很高的材料則幾乎不發生形變, 即行斷裂, 因此彎曲角度亦小。由在不同溫度下斷裂的鑄態試樣所測得的彎曲角度以  $1000^{\circ}\text{C}$  為最大 ( $\alpha=26^{\circ}$ ), 以  $-85^{\circ}$  時為最小, ( $\alpha=1^{\circ}$ )。彎曲角度  $\alpha$  與溫度的關係曲線和衝擊值與溫度的關係曲線 (圖 4) 很類似。因此, 在高衝擊值溫度範圍內不但材料不易破裂, 而且亦可以得到較高的受範性形變。

表 5. 不同溫度下試驗所得的衝擊值 (鍛造後的材料).

溫度 (°C)	衝擊值 (公斤-米/厘米 <sup>2</sup> )	平均衝擊值 (公斤-米/厘米 <sup>2</sup> )
-85	0.92, 0.84, 0.79, 1.07	0.91
-76	1.08, 1.15, 1.35, 0.90	1.12
-60	1.52, 1.71, 1.62, 1.40	1.56
-50	1.84, 1.83, 1.76, 1.51	1.74
-40	1.88, 2.02, 2.01, 2.35	2.07
-30	2.17, 2.42, 2.47, 2.36	2.36
-20	2.61, 2.62, 2.75, 2.88	2.72
-10	2.62, 3.00, 2.70, 2.75	2.77
0	2.97, 2.53, 2.78, 2.62	2.73
20	2.60, 2.62, 2.68, 2.82	2.68
100	2.60, 2.65, 2.82, 2.78	2.71
200	2.33, 2.48, 2.75, 2.13	2.42
300	2.10, 2.36, 2.29, 2.75	2.38
400	2.33, 2.36, 2.49, 2.34	2.38
450	2.03, 2.13, 2.01, 2.18	2.09
500	2.04, 1.91, 2.13, 2.13	2.05
550	2.05, 2.03, 2.03, 1.83	1.99
600	1.74, 1.60, 1.81, 1.76	1.73
650	1.42, 1.36, 1.44, 1.58	1.45
700	1.90, 1.97, 1.81, 1.89	1.89
750	1.83, 2.05, 1.81, 2.05	1.94
800	2.42, 2.73, 2.68, 2.87	2.68
850	3.50, 3.25, 3.40	3.38
900	4.34, 3.97, 4.25, 4.00	4.14
950	3.25, 4.10, 4.00, 3.35	3.68
1000	4.10, 3.80, 3.85, 3.75	3.88
1050	3.73, 3.78, 3.62	3.71
1070	0.09, 0.09	0.09

脆性和韌性的斷裂亦表現在斷口的組織上。圖 6 示不同溫度下試驗所得的斷口情況，室溫以下試驗所得的斷口隨着溫度的降低而呈現較多的白色的粒狀斷面。在  $-60^{\circ}\text{C}$  以下則全部斷口均呈白色光亮的粒狀斷面。在室溫以上，由於表面氧化，粒狀斷口部分不呈白色，不過仔細觀察仍可以區別粒狀和纖維狀的斷面組織，在  $850^{\circ}\text{C}$  以上，則斷口大部分呈纖維狀組織， $1070^{\circ}\text{C}$  所作試驗的斷口則呈粗粒狀的斷面。

## 五. 結果的討論

實驗的結果表示：鑄態和鍛造後的球墨鑄鐵在不同溫度下，表現了兩個變脆的溫度範圍和一個比較有韌性的範圍，這兩個變脆的範圍是：(1) 在  $-20^{\circ}\text{C}$  以

下和 (2) 在  $550^{\circ}\text{C}$  與  $700^{\circ}\text{C}$  之間，而韌性的範圍則介於  $850^{\circ}\text{C}$  與  $1050^{\circ}\text{C}$  之間。茲就上述之各韌、脆的溫度範圍進行討論。

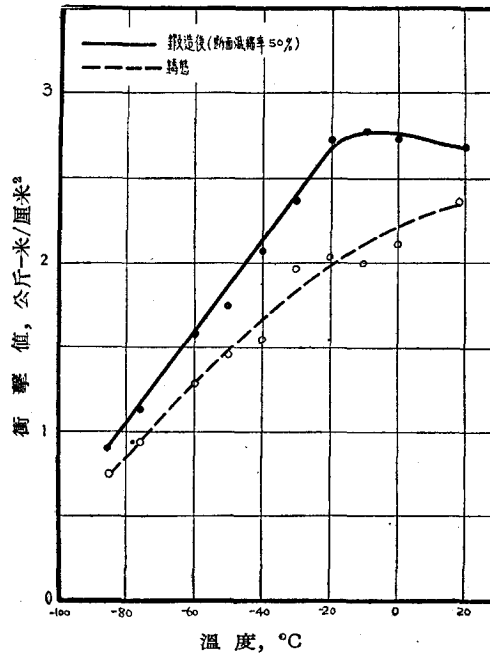


圖 5. 球墨鑄鐵的低溫衝擊值。

### (一) 低溫變脆

由於熱處理的結果，在室溫時試料的組織，除原來的球狀石墨外，主要為鐵素體和少量的珠光體（圖 26）。為了檢查在低溫下，基體組織是否發生了變化，曾將低溫衝擊試驗後的試樣磨成金相試片進行觀察，結果發現在  $-85^{\circ}\text{C}$  試驗的試片亦無顯著組織變化的跡象。為了更進一步了解在低溫時，組織是否發生變化，曾將同一金相試片冷卻至不同溫度，而在低溫下進行顯微檢查，結果亦未觀察到有顯著的組織變化。由此結果，我們認為：既然在冷卻時球墨鑄鐵的組織並未發生變化，則其低溫變脆的特性，應主要決定於其室溫時的基體組織，即應與低碳鋼相類似。不過由於大量的石墨存在，實際的衝擊值要比低碳鋼為低。

關於加工對於低溫變脆的影響，圖 5 示一般趨勢與鑄態的相同，不過衝擊值則較鑄態的高 20 至 39%。此衝擊值的提高大概與加工對於鑄態材料組織的改良有關。



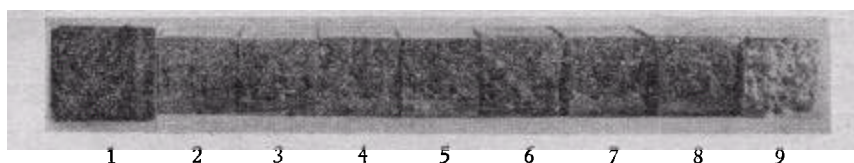


圖 6. 在不同溫度下，衝擊試樣的斷口情況。

1...-85°C, 2...-20°C, 3...18°C, 4...300°C, 5...650°C, 6...850°C,  
7...900°C, 8...1050°C, 9...1070°C.

## (二) 中溫變脆

試驗結果表示：由室溫至 650°C 之間，鑄態的和鍛後的球墨鑄鐵均有逐漸變脆的現象，而於 600°C 與 700°C 之間，衝擊值最低。低碳鋼中的藍脆現象，在緩慢的抗張試驗中是在比較低的溫度下發生（250°~350°C 左右），而在衝擊試驗中，則約在 600°C 發生<sup>[3]</sup>。一般認為藍脆現象是：由於加工後，在  $\alpha$  鐵中含有過量的氮或碳，所以當溫度升高時，這些過量溶解的元素開始由固溶體中脫溶，因而強度增高而衝擊值降低。圖 4 示：由 500°C 起衝擊值急速下降，至 650°C 時達最低值，然後又急速上升。此以加工後的試料表現得更為顯著。

考查鐵-石墨系的平衡圖，石墨的溶解僅在臨界溫度（723°C）以上發生，在此溫度之下試驗所用的球墨鑄鐵的石墨，似不應發生顯著的變化。但是，由於試料中還存在着一些珠光體，在臨界溫度之下加熱，是可能促進其分解的。為此，曾將 700°C 以下試驗過的試樣進行金相檢查，但結果並不見有顯著組織上的變化，而晶粒的大小亦不似有何改變。所以球墨鑄鐵在 650°C 時的變脆現象可能是由於亞微觀的脫溶所致，因此可能是藍脆的現象。

## (三) 韌性區域

韌性溫度範圍介於 850° 與 1050°C 之間。由 750°C 起，曲線即急劇上升，當溫度上升 100°C 後，即達最高的衝擊值區域。這種高衝擊值區域的存在，大概是因為在此溫度範圍內，鑄鐵基體已全部變為奧氏體。奧氏體具有面心立方系的結晶，比體心立方系的鐵素體有較高的韌性。此外，由於奧氏體內的含碳量（0.83~1.7%）比鐵素體的含碳量（0.008~0.03%）為高，所以當全部鐵素體變為奧氏體時，自由石墨的一部分即溶解於奧氏體中，因此減少了基體內的自由石墨，因而也提高了鑄鐵的韌性，此二因素的綜合大概便形成了高衝擊值的區域。

根據鐵碳平衡圖,本研究所用的試料(含碳為 3.72%)在 1130°C 時即開始熔解,因此如果爐溫超過了此溫度,則試樣即行部分熔解,而衝擊值急劇下降。在 1070°C 的試驗過程中,有些試樣在出爐時即觀察到部分熔解的象徵。但有些試樣雖然出爐時並沒有明顯的熔解象徵,衝擊後斷口不發生於切口處而發生於部分熔解的地方。

#### (四) 斷口的檢查

衝擊試驗的斷口,一般可以區別為三種:即(1)脆性斷口,呈亮光粒狀,主要由於晶粒間界斷裂而成;(2)韌性斷口,呈纖維狀,主要由於晶粒內部滑動而成;(3)部分韌性或部分脆性斷口,此乃介於前二種斷口中間的情況。根據本試驗的結果(圖 6),在衝擊值最低時(-85° 和 650°C)斷口全部呈粒狀,且甚平整。不過金相檢查斷裂部分,由於晶粒很細,而斷口部分存在着球墨的缺口,所以很難觀察和判別斷口是否在晶粒間界上發生。在最高衝擊值時所得的斷口,雖然不如最低衝擊值時的斷口平整,但是斷口仍有一部分為粒狀,其它部分則呈纖維狀。在全部試驗溫度中,並未發現有全部呈纖維狀的斷口。

## 六. 結 果 的 應 用

本試驗的結果在實用價值上可以為二部分,即 700°C 以下的部分和高溫部分。在低溫、室溫和 700°C 以下的結果,對於鑄態和鍛造後的球墨鑄鐵的應用上,有直接參考的價值:低溫變脆的溫度可以指示球墨鑄鐵在低溫時的應用範圍;藍脆的溫度亦可以指示在中等溫度下,球墨鑄鐵性能的變化情況。在設計該溫度範圍內作業的機件時,這是應當注意的。不過本試驗的目的主要為供給球墨鑄鐵加工時的參考資料。所以最重要的部分是在高溫的那一段。

圖 4 的試驗結果很明顯地表示出來,球墨鑄鐵的衝擊性能在 850°C 至 1050°C 之間最高。這就表示了在這溫度範圍內球墨鑄鐵較為不易脆裂。斷口也表示了在這些溫度下,是較易發生滑動,而斷裂前試樣的彎曲角度亦表示了在這溫度下,受範性形變是較在其它溫度時為高。因此高溫的衝擊試驗便明確地指出了最好的熱加工溫度範圍是在 850°C 與 1050°C 之間。最好的開始加工溫度是 1050°C,因為超過了這溫度,材料便有部分熔化的危險;最好的停止加工溫度是在 850°C,因為低於此溫度時,球墨鑄鐵的韌性急劇下降,容易發生裂縫。此最好的熱加工溫度在鍛造試驗<sup>[4]</sup>中已充分得到了證明。

本試驗結果亦由用下落錘所作的頂鍛試驗得到證明。如表 6 和圖 7 所示，在 600°C 時，試樣一次能耐受的加工量而不致發生破裂的極限壓縮率為 35.5%，在 800°C 時為 57.0%，在 900° 至 1050°C 時為 61.0 至 61.6%，充分證明了衝擊試驗的結果是指導熱加工溫度的可靠指標。

## 七. 結 語

基體主要為鐵素體的鑄態和鍛造後的球墨鑄鐵，在不同溫度下進行衝擊試驗時，可以得到兩個變脆的溫度範圍和一個比較具有韌性的溫度範圍。這些溫度範圍各為：

1. 低溫變脆範圍： -20°C 以後；
2. 中溫變脆範圍： 550°C 至 700°C；
3. 韌性範圍： 850° 至 1050°C。

在變脆的溫度範圍內，斷口平整而呈粒狀，在較韌性的溫度範圍內，斷口部分呈纖維組織。測量試樣斷裂後的彎曲角度得：在脆性溫度範圍內，角度很小（由 1° 至 5°）；在較韌性範圍內，則角度較大（由 21° 至 26°）。

在低溫變脆和中溫變脆範圍內，試樣的基體組織並未發現有顯著的變化，所以變脆機構可能是與低碳鋼同，即由於某些元素的亞微觀脫溶所致，而不能於顯

表 6. 不同溫度下，球墨鑄鐵頂鍛試驗結果。  
(一次錘擊而不發生破裂的臨界壓縮率)。

溫 度 (°C)	試樣頂鍛後的高度 (毫米)	壓 縮 率 (%)
600	28.1	35.5
700	21.6	48.5
800	18.1	57.0
900	16.1	61.6
1000	16.1	61.6
1050	16.4	61.0

註 (1) 試樣尺寸：30 毫米直徑 × 42 毫米高。

(2) 下落重量：約 900 公斤。

(3) 下落距離：750 至 1350 毫米。

(4) 每溫度最少作 6 次以上試驗，以求不發生破裂的一次錘擊能耐受的臨界壓縮率。

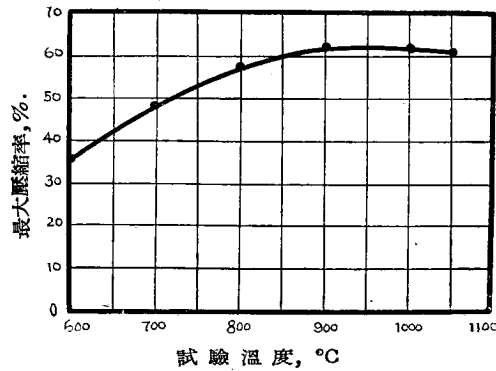


圖 7a. 試驗溫度與一次錘擊之最大壓縮率。

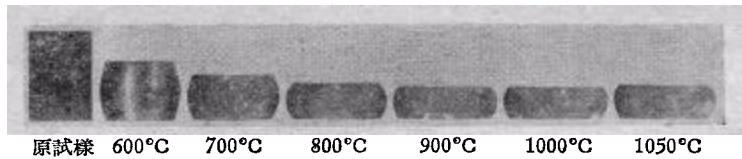


圖 76. 不同溫度下, 以臨界壓縮率頂鍛後的試樣。

微組織中觀察出來。1050°C 以上衝擊值的降低主要是因為部分試樣發生熔化所致。

由於較韌性的溫度範圍介於 850°C 與 1050°C 之間, 由鐵碳平衡圖可以推出; 試料衝擊值的增高與基體由鐵素體變為奧氏體有關。奧氏體能溶解的碳量較鐵素體為高, 所以自由石墨在奧氏體的結構中必較在鐵素體中為低, 自由石墨的減少, 亦可能是增高衝擊值的因素之一。

實驗結果在球墨鑄鐵的實際應用上有直接參考的價值, 不過其主要作用在於熱加工球墨鑄鐵時對於選擇熱加工溫度上的指導意義。熱鍛造和熱頂鍛球墨鑄鐵的結果, 證實了本研究結果的指導作用。

附註: 參加本研究的工作人員尚有郭勝泉同志, 主要在頂鍛試驗方面。

### 參 考 文 獻

- [1] 張作梅、郭勝泉, “球墨鑄鐵的鍛造, 壓延和機械性能的研究”, 在編寫中 (1954)。
- [2] 葛庭燧、周本濂, “幾種合金鋼的低溫變脆試驗”, 在編寫中 (1954)。
- [3] Шапошников, Н. А., Механические испытания металлов, (Машгиз, 1951), стр. 110 и стр. 257.
- [4] 中國科學院金屬研究所, 球墨鑄鐵鍛壓初步試驗總結報告, 鑄工, 6 (1953), 5—15.

## THE IMPACT PROPERTIES OF NODULAR CAST IRON AT VARIOUS TEMPERATURES

CHANG TSO-MEI and SHÜ U-YUNG

*(Institute of Metal Research, Academia Sinica)*

### ABSTRACT

Impact tests have been carried out on nodular cast iron in the cast and forged conditions from  $-85^{\circ}\text{C}$  to  $1070^{\circ}\text{C}$ . The results indicate that nodular cast iron of predominantly ferritic matrix possesses two brittle temperature ranges (below  $-20^{\circ}\text{C}$  and between  $550$  and  $700^{\circ}\text{C}$ ), and one comparatively more ductile range (between  $850^{\circ}\text{C}$  and  $1050^{\circ}\text{C}$ ).

The fractures and the bending of the specimens at fracture have also been examined, and these have been correlated to the changes in structure of the matrix in the discussion.

Finally, a brief account has been made of the possible applications of the results in the present research in evaluating the applicability of nodular cast iron at various temperatures; and, in particular, in the choice of proper hot working temperatures of this new material. The best hot working temperatures as indicated by the present results have been confirmed by actual forging and upsetting tests under the pneumatic and drop hammers respectively.