

- Min., Met. & Pet. Eng., 203 (1955), p. 253
- 6) 坂尾, 佐野: 金属学会誌, 26 (1962), p. 236
- 7) W. R. DICKSON, and E. B. DISMUKUS: Trans. Met. Soc., Amer. Inst. Min., Met. & Pet. Eng., 224 (1962), p. 505
- 8) M. T. SIMMNAD, G. DERGE and I. GEORGE: Trans. Met. Soc. Amer. Ins Min., Met. & Pet. Eng., 200 (1954), p. 1386
- 9) D. A. DUKELOW and G. DERGE: Trans. Met. Soc., Amer. Inst. Min., Met. & Pet. Eng., 218 (1955), p. 136
- 10) 佐野, 坂尾: 学振19委-3996, (1955)
- 11) D. C. HILTY, H. P. RASSBACH and W. CRAFTS: J. Iron & Steel Inst. (U.K.) 180 (1955), p. 116

高炭素鋼鋼塊の加熱過程における内部亀裂の発生について*

(鋼塊の熱応力亀裂に関する研究—IV)

原 隆 啓**

On the Formation of Internal Cracks in Heating Process of High Carbon Steel Ingots.

(Study of thermal stress cracks in steel ingots—IV)

Takahiro HARA

Synopsis:

Through a series of experiments and theoretical calculations we discovered that 1.4 t circular ingots (400mm ϕ \times 1,500mm) and 1.7 t square ingots (400mm ϕ \times 1,500mm) of high-carbon-chromium steel suffer cracking due to thermal stress when heated to the rolling temperature in a reheating furnace.

The results obtained are as follows:

- (1) To find out the period and the surface-center temperature difference at which the internal cracking may take place, we heated the ingots at various heating speeds in a Batch type furnace. Cracks developed only in the ingots in which transformation had been completed, and whose surface-center temperature difference at the completion of transformation was over 230°C~240°C in calculated value. And this critical temperature difference was identical with both of the circular and the square ingots.
- (2) From the inspection of many of the ingots of the above two types which had undergone cracking after heating in a continuous reheating furnace, we could find again that cracking took place only in the ingots whose core had completed transformation with surface-center temperature difference of more than about 240°C. Thus we can say that the continuous furnace of this type must have the heating capacity smaller than 30 t/h to prevent cracking.
- (3) With several typical examples of heating curves of ingots in the continuous furnace, we made calculations of the thermal stress which occurs inside the ingots and found that elastic-plastic stress and plastic strain increase violently at the core of the ingot when the core completes the transformation. But in all the calculations of rapid heating the maximum thermal stress value remains in this case constant at 9.1 kg/mm² with the exception of the increase of plastic strain.

On the other hand, if the increase of plastic flow delays in proportion to the increase of plastic strain and strain rate because the plastic flow is retarded by the triaxial tension stresses of the core part, the increase of the stress in the flow state becomes greater than the

* 昭和37年10月本会講演大会にて発表 昭和37年11月5日受付 ** 山陽特殊製鋼株式会社

fracture stress of 13 kg/mm² and consequently it causes thermal stress crackings.

Thus we can explain the occurrence of thermal stress crackings in rapid heating.

(4) From the results of the above experiments and calculations, we could devise the way of heating effectively and without cracking the ingots which are very liable to crack like those of high-carbon-chromium steel. By the use of this method we are now able to obtain a heating capacity of more than 40t/h without any crackings. (Received 5 Nov. 1962)

I. 結 言

高炭素鋼、とくに高炭素クローム軸受鋼 (SUJ2) の比較的大型 (1 t ~ 2 t) 鋼塊を加熱炉にて加熱する場合に、しばしば鋼塊亀裂が発生する。この亀裂の特徴は、鋼塊の中腹部数ヶ所の中心付近に円盤状の横亀裂がおこる。この原因として、いろいろな条件が考えられるが、鋼塊の製造工程をできるだけ同一化し、ここでは、圧延温度でま加熱する条件について、実験ならび実績結果を示し、なお前報¹⁾²⁾に詳記した方法により熱応力を計算して、理論的考察を行なった。

鋼塊の加熱実験においては、鋼塊内外の温度測定が容易で、しかも加熱途中で炉外に取出すことのできるバッチ炉にて行ない、鋼塊内部に発生した亀裂の状況ならびにその発生時期について調査した。また、実際に稼動中の連続炉において、亀裂の発生した実績を統計的に求めその限界加熱条件を求めた。

なお、理論的計算ならびに考察のために、その鋼塊から採取した試料の高温強度ならびに塑性流動の状況を調査した。以上の実験結果について報告する。

II. 加熱割れの実験と考察

(1) 試料鋼塊

加熱実験に使用した鋼塊は、高炭素クローム軸受鋼の 1.4 t 丸型鋼塊 (400mm φ × 1,500mm) および 1.7 t 角型鋼塊 (400mm φ × 1,500mm) の 2 種類について行なった。その化学成分を Table 1 に示す。

(2) 実験要領

Fig. 1 に示すごとく、試験用鋼塊 3 本と温度測定用鋼塊 1 本を同時にバッチ炉にならべて装入する。鋼塊はできるだけ偏熱を避けるために高い敷台の上に炉床より離してならべた。また温度測定は鋼塊の表面と中心を白金-白金ロジウム熱電対により測定した。

Table 1. Chemical composition of tested ingots.

Ingot section	Chemical composition (wt%)									Heat treatment
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	
Circular	0.96	0.27	0.40	0.011	0.010	0.08	1.38	0.02	0.13	Annealed at 1200°C × 6hr and slow cooled
Square	0.96	0.30	0.40	0.010	0.014	0.07	1.37	0.01	0.11	

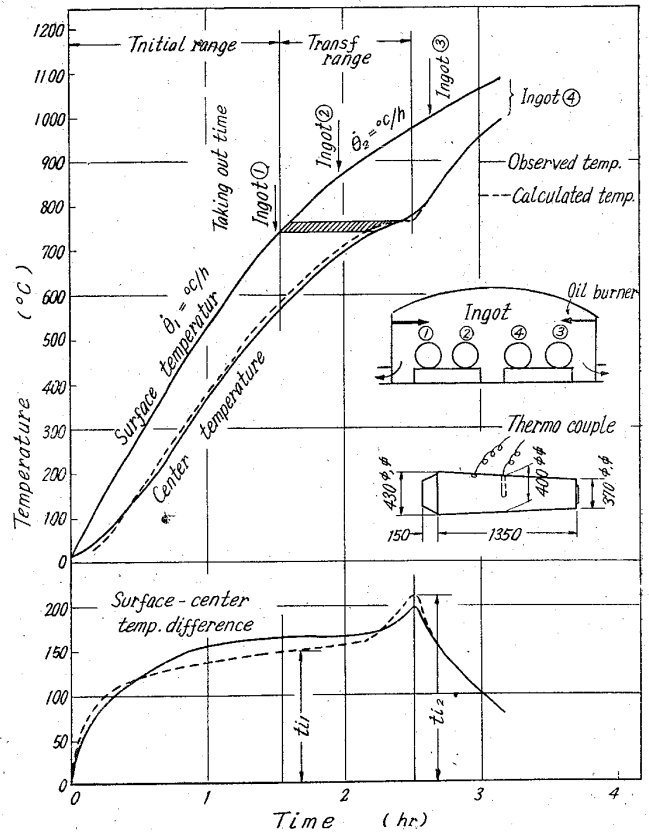


Fig. 1. The batch type furnace for heating the ingots, the elevating temperature curve and the surface-center temperature difference of the ingots vs. the time for taking out.

表面温度上昇の区間を次の 2 つに区別して加を熱行なつた。始めに表面温度が常温より変態開始温度 (740°C) に達するまでを初期範囲上昇率 ($\dot{\theta}_1$) とし、表面が変態を開始して中心が完了 (760°C) する間を変態範囲上昇率 ($\dot{\theta}_2$) とする。加熱目標として、 $\dot{\theta}_1$ を約 500°C/h 前後に一定し、 $\dot{\theta}_2$ をいろいろに変えて加熱した。

鋼塊の内部亀裂の発生時期を調べるために、ingot ①

Table 2. Experimental results of thermal stress cracks of high-carbon-chromium steel ingots during heating in batch-type furnace.

Test No.	Ingot section	Mean surface temperature elevating rate		Surface-center temperature difference at transf. completion		Observation of internal crack in tested ingots		
		Initial range $\dot{\theta}_1$ (°C/h)	Transf. range $\dot{\theta}_2$ (°C/h)	Observed (°C)	Calculated (°C)	Ingot ①	Ingot ②	Ingot ③
1	Circular	400	225	220	220	No	No	No
2	"	550	250	249	220	"	"	No
3	"	550	288	240	240	"	"	Crack
4	"	500	270	190	230	"	"	Crack
5	"	500	350	—	270	—	—	a. Crack b. Crack
6	Square	500	230	215	255	No	No	Crack
7	"	500	245	220	250	"	"	Crack
8	"	500	160	170	180	"	"	No

ingot ②, ingot ③をそれぞれ変態開始前, 変態の途中および変態完了後の3段階にわけ, 炉外に取出して, 鋼塊内部を調査した. この実験結果を Table 2 に示した. 内部亀裂の調査には, 超音波探傷機により欠陥を調べ, 欠陥が現われた鋼塊は縦方向に中心から切断し, 亀裂の状況を調査した.

(3) 実験結果と考察

鋼塊の温度測定については, 実測値と計算値とを比較したが, この多少の相違が認められた. しかしながらバッチ炉では多少の偏熱は避けられず, とくに変態進行時における相違は中心が最低温度ではなくやや偏心した状態であるため, 最大温度差としては計算値の方に近い値であると考えられるために, 計算値の方で比較検討を行なうことにした.

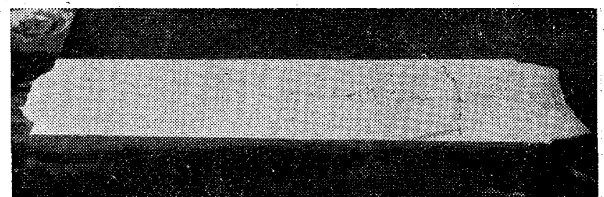
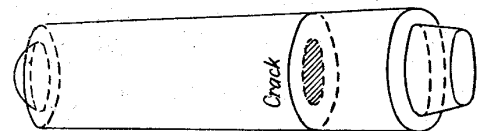
初期加熱 $\dot{\theta}_1$ はすべて約 500°C/h で行なつたが, すべての実験において内部亀裂は発生しなかつた. また, 変態が表面と中心の間にあるとき取出した鋼塊にも亀裂は発生していないことがわかつた. しかし, 変態点を通じたもので, 中心が変態完了したときの表面-中心温度差が計算値で 230°C ~ 240°C 以上のものでは, 鋼塊の中心付近において円盤状の横亀裂が発生していた. このうちで, とくにはなほだしいものは鋼塊表面までおよんでいるものもあつた. この状況を Photo. 1, 2 に示した.

また, 亀裂の発生する最大温度差は, 丸型および角型鋼塊のどちらも大体同じ温度差であることがわかつた. したがつて, 同じ外径の丸と角型では, 当然角型の方が熱伝導が悪いために亀裂が起こり易いことがいえる.

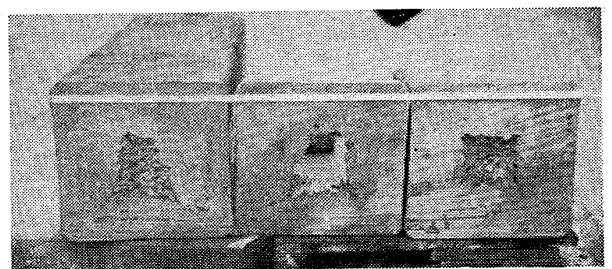
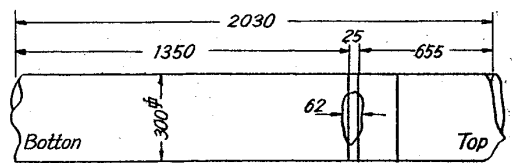
III. 連続炉における加熱亀裂の実績

連続炉において, 同鋼種鋼塊を加熱する場合に, 鋼塊

亀裂を起こす条件を調査した. Fig. 2 に連続炉の略図と鋼塊の炉内進行速度によつて表面温度上昇率が変化する

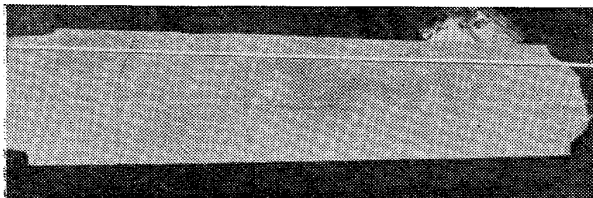
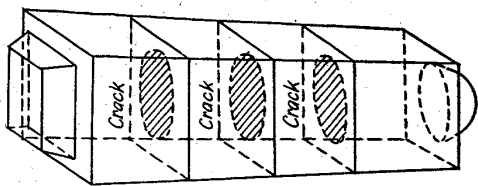


(a)

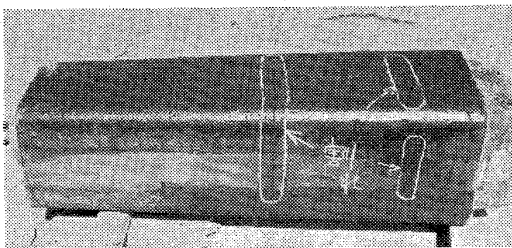


(b)

Photo. 1. The thermal stress cracks occurring in the circular ingots of test No.5 shown in Table 2; (a) ingot ③ b. (b) ingot ③ a, which is retained in 300mm ϕ billet after rolling by a blooming mill.



(a)



(b)

Photo. 2. The thermal stress cracks occurring in the square ingots; (a) ingot ③ of test No. 6. (b) ingot ③ of test No. 7, the great cracks which are visible from outside in ingot.

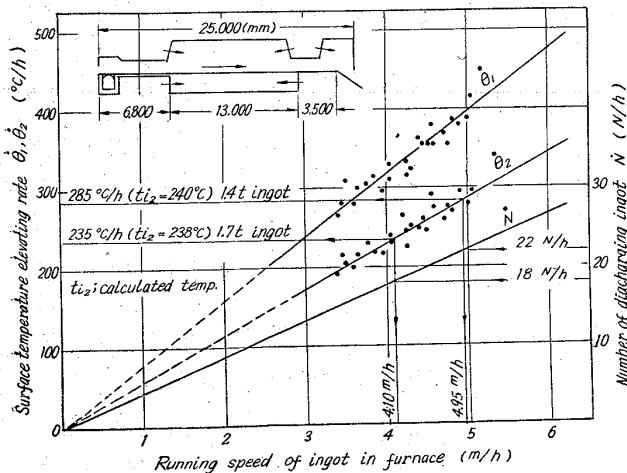


Fig. 2. Schematic diagram of a continuous furnace; and relation between the running speeds of ingots in the furnace, the surface temperature elevating rate ($\dot{\theta}_1, \dot{\theta}_2$) and running speed (\dot{N}); and the critical speed at which thermal stress cracks occur.

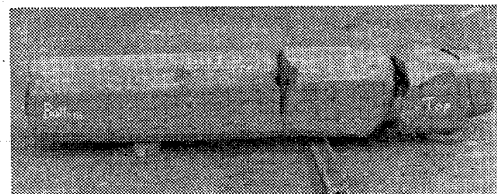
る状況を示す。表面温度上昇率は変態前 $\dot{\theta}_1$ と変態範囲中 $\dot{\theta}_2$ の 2 つを示した。この上昇率は、1.4 t 丸型およ

び 1.7 t 角型鋼塊の差はあまり認められなかつた。

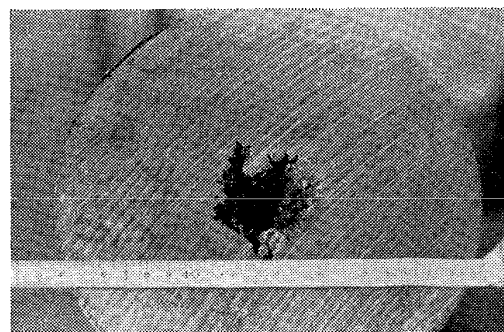
この連続炉において、鋼塊亀裂を起こした多数の鋼塊について集計し、加熱速度を調査した結果、鋼塊が変態を行なっている時期の加熱速度（連続炉ではその時の鋼塊抽出ピッチで表わす）が、1.4 t 丸型および 1.7 t 角型鋼塊についてそれぞれ約 22 本/h（炉内進行速度 4.95 m/h）および約 18 本/h（4.1 m/h）の速度以上になれば急激に鋼塊亀裂が起こることがわかつた。またこのときの変態範囲における表面温度上昇率 $\dot{\theta}_2$ は、Fig. 2 に示すように、丸型および角型それぞれ 285°C/h および 235°C/h で、鋼塊中心が変態完了するときの表面—中心温度差 t_{i2} が計算値でそれぞれ 240°C および 238°C となつていることが求められた。また、この速度の抽出ピッチにおける加熱 t 数は丸型および角型ともに 30t/h であつた。

以上の実績から、丸型および角型鋼塊ともに中心が変態を完了したときの表面—中心温度差が約 240°C 以上になれば内部亀裂の発生が急激に増加することが確認された。このことは前の加熱実験とよく一致している。

鋼塊亀裂が実際に発見される時は、主に圧延の途中であり、なかでもとくに圧延初期に大きな口を開いて割れることが多く、まれに圧延中は表面に現われることなく成品中に空洞となつて残存していることもある。このおのおのの 1 例を Photo. 3 に示す。



(a)



(b)

Photo. 3. The actual examples of the thermal stress cracks: (a) which appeared as great cracks during the rolling process; most of cracks usually take this form, (1.4 t circular ingot); (b) which were retained inside the rolled bar, (1.7 t square ingot).

以上の実験ならびに実績結果から、高炭素クローム軸受鋼の大型鋼塊をこのような連続炉において加熱する場合には、鋼塊亀裂が起るために加熱速度に限界があり約 30 t/h 以上の加熱を行なうことは不可能であることがわかった。

IV. 鋼塊内部における応力変化の理論的計算と内部亀裂の考察

(1) 高温強度と塑性流動の測定実験

高温における熱応力を計算するために、常温から1000°C までの引張り試験を行なった。試料は SUJ2 の鋼塊から採取した。熱処理は拡散焼鈍(1200°C × 5h 保持)ならび球状化焼鈍(790°C × 3h, 730°C ~ 685°C × 6h 加熱後徐冷)を行なっている。

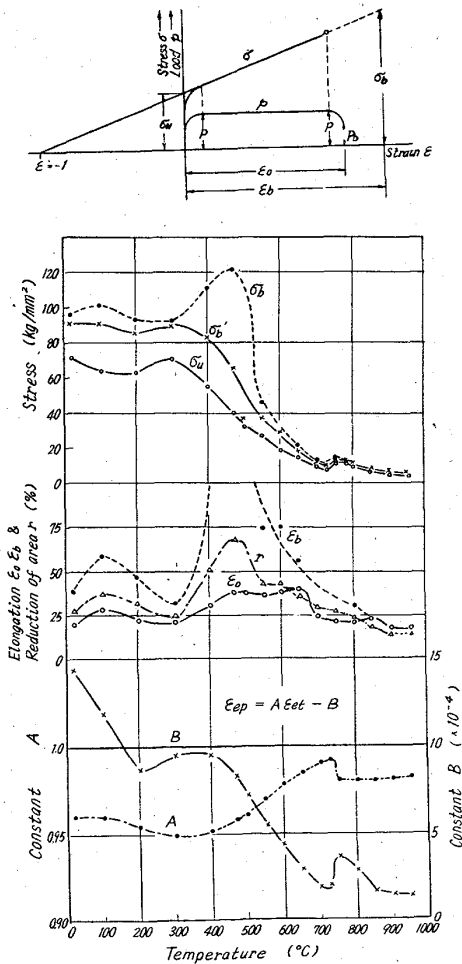


Fig. 3. The changes of tensile strength, elongation, reduction of area and constants of plastic flow of high-carbon-chromium steel specimens taken from inside the ingot with temperature, where σ_u : tensile strength, σ_b' : rupture stress, σ_b : ultimate stress, ϵ_0 : mean elongation, ϵ_b : local elongation, γ : reduction of area.

実験結果を Fig. 3 に示す。ここで、抗張力 ($\sigma_u = P/A_0$, P : 最大荷重, A_0 : 初めの断面積), 破断応力 ($\sigma_b' = P_b/A_b$, P_b : 破断時の応力, A_b : 破断時の断面積), および極限引張り強度 ($\sigma_b = \sigma_u(1 + \epsilon_b)^{1/2}$, ϵ_b : 局部伸び) の3つの応力を求め、破壊応力の目安とした。なお、平均伸び (ϵ_0), 局部伸び (ϵ_b) および絞り (γ) を示し、前報²⁾ で求めた塑性流動方程式の定数を測定した ($\epsilon_{ep} = A \epsilon_{et} - B$)。

この実験結果から、300°C 付近および 750°C ~ 800°C の2ヶ所に脆性点があることが認められた。また、破壊応力の参考値として求めた σ_u , σ_b' , σ_b の3つの値は、約 600°C 位まではバラッキが多いが、これ以上の温度では非常に接近していることから、破壊応力も大体この3つの値附近にあると推定できる。したがって変態完了温度 (760°C ~ 780°C) 付近の応力は、 $\sigma_u = 11 \text{ kg/mm}^2$, $\sigma_b' = 13 \text{ kg/mm}^2$, $\sigma_b = 14 \text{ kg/mm}^2$ であるから、破壊応力も大体 13 kg/mm^2 前後と推定される。

(2) 加熱過程における熱応力の理論的計算と考察

連続炉において、鋼塊が加熱される場合の温度上昇過程はいろいろの状況があるが、このうちの代表的な温度曲線の数例を選び、温度上昇とともに内部熱応力がいかに変化するかを計算し、比較検討した。

計算は高炭素クローム軸受鋼の 1.4 t 丸型鋼塊を対照とし、計算条件および方法は前報^{1)~3)} の結果を使用した。Fig. 4 に代表的な3つの温度曲線における計算例を示した。この図に示したものは、温度差、温度分布定数のほかに、前報²⁾ に詳記したごとく中心における応力変化の挙動が問題となるので、中心における弾性応力、弾一塑性応力ならびに塑性歪の変化を示している。なお、図中に表面に塑性歪が現われるまで、いわゆる弾性体としての範囲と弾一塑性体としての範囲を示している。したがって、この限界以上は弾性応力と弾一塑性応力とは大きく異なってくるのがわかる。また3軸方向の応力ならびに塑性歪の割合は前報²⁾ でも述べたごとく、表面では $\sigma_r = 0$, $\sigma_t = \sigma_z$ の圧縮応力であり、したがって表面で破壊が起こることは考えられないが、中心では $\sigma_z = 2\sigma_r = 2\sigma_t$ の引張り応力で $\epsilon_{zp} : \epsilon_{rp} : \epsilon_{tp} = 2 : -1 : -1$ の塑性歪であるから中心において軸方向に直角なる亀裂が起り得ると考えられる。このことは実際の現象に全く合致している。

また、変態が表面より中心に向って進行する過程では急激なる応力変化を起こす。そして中心が変態を完了するときが最大であることがわかつている。そこで Fig. 4 の Example 1~3 を見れば、急速加熱になるにしたがって変態完了時の表面-中心温度差は増大し、弾性応力も、

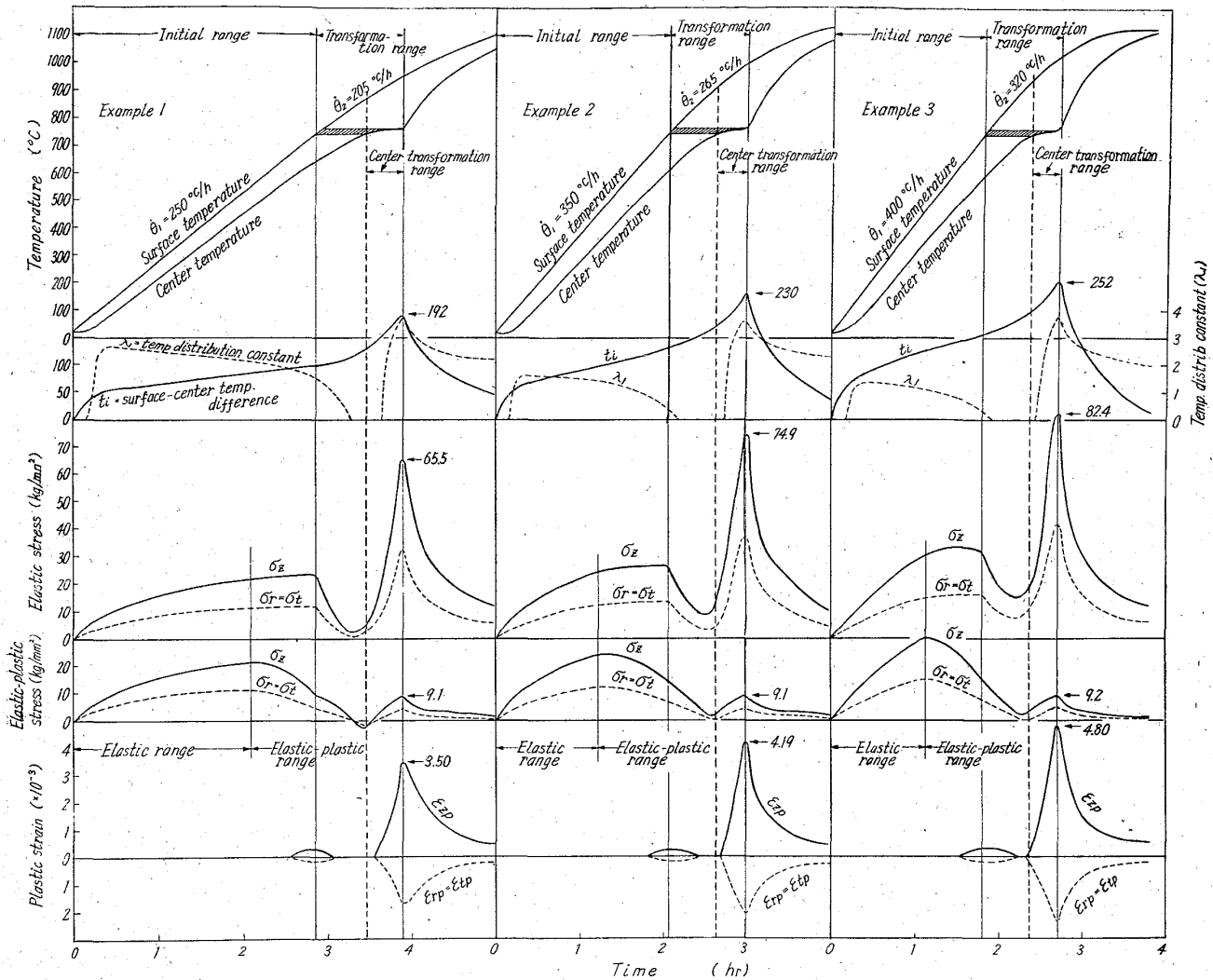


Fig. 4. Three typical examples calculated theoretically of thermal stresses and plastic strains in ingot cores during the heating process of high-carbon-chromium steel ingots in the continuous furnace.

増加している。しかしながら、弾-塑性応力は増加することなく約 9 kg/mm^2 の一定の応力であることがわかる。いいかえると、塑性歪が増加するために応力が増加しないことを示している。したがって、もし応力がこのままであるとすれば、如何なる急速加熱を行なつても破壊は起こらないということになる。

ここにおいて、再び計算方法について考えてみる必要がある。加熱過程の計算分割点は前報²⁾で述べたように例えば、変態進行の過程では6ヶ所の時間において計算を行なっており、各点の計算ではそれ以前の変形による増分は考慮に入れていない。したがって、実際には変態が表面から中心に移動する過程の各点で塑性歪が残るために増分理論により真の値はもつと大きな応力となっていることは当然考えられる。しかしながら、この歪が如何に大きな値でも、高温引張り試験でもわかるように変態完了付近の温度(760°C)では破壊応力の 13 kg/mm^2

となるためには歪は約 0.30 程度の値とならなければならない。しかし塑性歪は $4 \sim 5 \times 10^{-3}$ の程度であるからこの可能性は非常に少ない。第2として考えられることは、応力割合が $\sigma_z : \sigma_t : \sigma_r = 2 : 1 : 1$ で変化するものが、その計算される以前にすでに存在した塑性歪のために応力割合が変わり3軸が等応力に近いものになっているとも考えられる。しかし実際に発生する亀裂の方向は軸方向に直角のみであり、主として σ_z により破壊が起ると考えられるから、第3に次のような概念を仮定する。この計算は常に平衡状態を保つたまま変化するものとして求められたものであり、もし急激な塑性流動中では完全に平衡でなく若干の塑性遅れを生じているのではないかと考えた場合、この塑性遅れの分だけが弾性歪となるために応力の増加が起こるはずである。このような概念を入れることにより説明されるのではないかと考えられる。

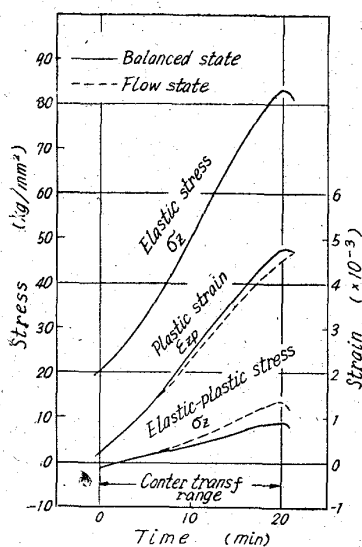


Fig. 5. Schematic diagram of variation of stress and plastic strain parallel to the axis in ingot core when the core is undergoing transformation, and of the stress increase due to the delay of the formation of plastic flow.

しかし、現在の段階では3軸方向の引張り試験などは不可能であり、このような3軸引張り応力状態において、どのような塑性拘束があり塑性流動の遅れがあるかを求めることはできない。したがって、この場合は実際における加熱実験ならびに実績から塑性流動中の塑性遅れの割合を推定するほかはない。

Fig. 6にいろいろな加熱曲線における変態完了時の表面-中心温度差に対する中心における軸方向の弾性応力、弾-塑性応力、塑性歪ならびに塑性歪速度（この値は計算点が少ないために幾分不正確である）を示している。

塑性流動中の塑性遅れの割合は、材質、温度はもとより3軸応力の状態、歪速度ならびに塑性歪量など多数の条件により左右されると考えられる。仮に、この応力割合において塑性歪量と歪速度に比例するものと考え、約2 (%/10⁻⁶s⁻¹ plastic steain rate/10⁻³ plastic strain) の程度であるか、または、単に塑性歪量のみ比例するものであると仮定すれば、Fig. 6の弾-塑性応力の流動状態で示される応力の増加が考えられる。このように考えると、温度差が240°C程度になつたとき塑性遅れが6~7%となりこの分が弾性応力となるから、破壊応力の13kg/mm²程度となるために、これ以上の温度差が発生すれば破壊応力以上となり内部亀裂が起これると考えられる。

以上のように、塑性がある拘束を受けながら流動する

Fig. 4でもわかるように、中心付近において塑性歪が急激に発生し、とくに中心の変態開始から完了までであり、Fig. 5にこの中心変態における軸方向の応力および塑性流動と塑性遅れによる応力増加の略図を示した。中心変態範囲における応力も3軸ともに引張り応力であるために、当然多少とも塑性拘束を受けているはずである（若し3軸等応力の場合は塑性は完全に拘束されると考えられる）。

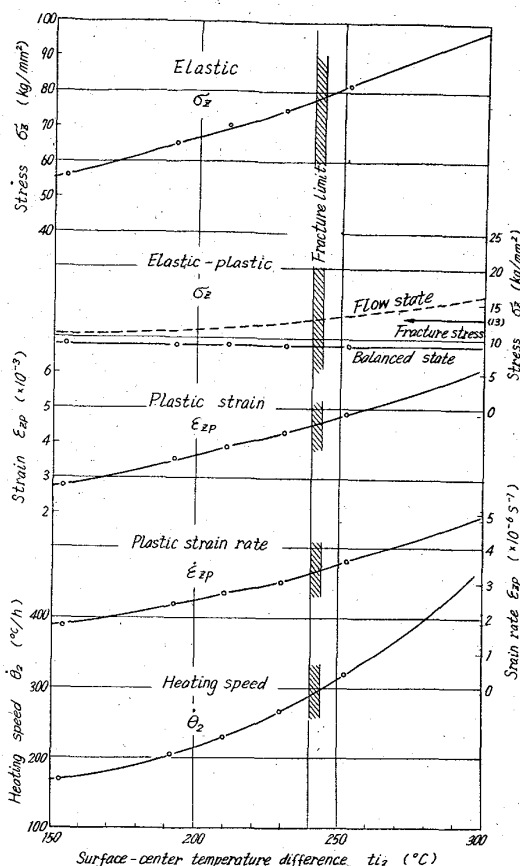


Fig. 6. Relations between surface-center temperature difference at the completion of transformation and the stress and plastic strain occurring parallel to the axis in the core, and the increase of the elastic-plastic stress value due to the delay of the formation of plastic flow.

場合に塑性遅れが起こるという概念を入れることにより鋼塊内部に発生する亀裂現象を十分に説明することができる。

また、この熱応力による鋼塊亀裂は、ほとんど完全に近い脆性破壊である。一般に脆性破壊を起こす条件としては、温度が低い場合、歪速度が非常に大きい場合ならびに3軸応力の場合に起これるといわれている。しかし、この場合は750°C以上の高温で、しかも歪速度が極端に遅い条件でありながら脆性破壊を起こしていることは3軸応力のみによつて発生しているものと考えられる。

なお、このような3軸応力における塑性流動については、実験的に非常な困難があり、さらに破壊条件についても複雑で不明な点が多く、これらの解析を完全にするためには、なお今後の研究に期待されるものである。

V. 理想的な加熱方法について

高炭素クローム軸受鋼のごとく熱応力による鋼塊亀裂

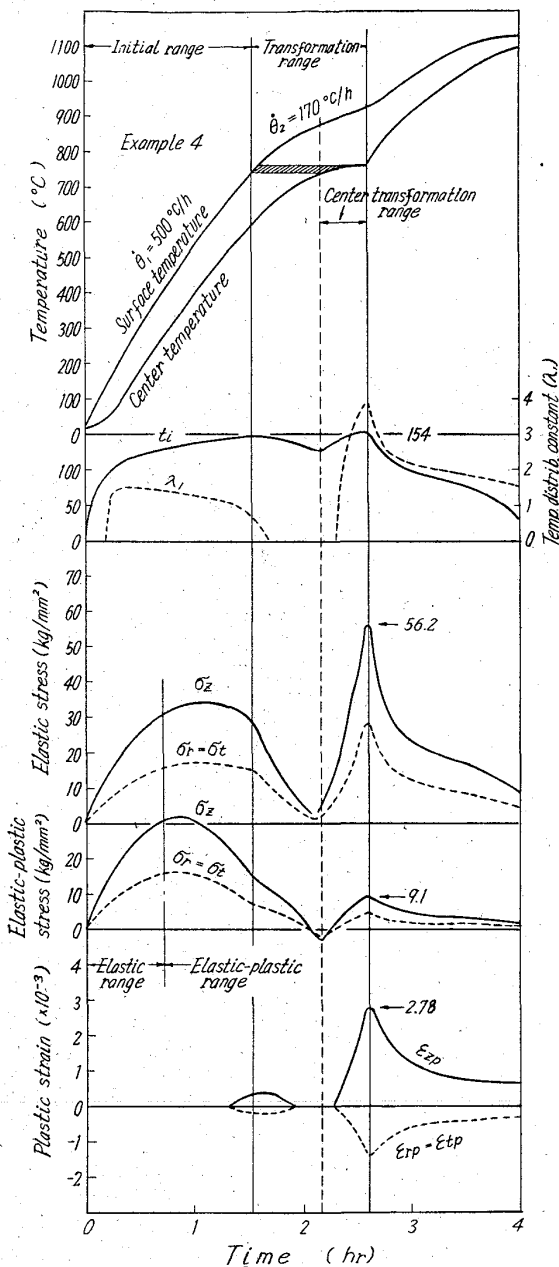


Fig. 7. The method of heating without cracking the high-carbon-chromium steel ingots, and the theoretically calculated values of thermal stresses and plastic strain in the core, according to this heating curve.

を起こしやすいものについて、鋼塊亀裂を起こさずしかも高能率な加熱方法として Fig. 7 に示すとき加熱曲線を求めた。計算条件は Fig. 4 と同一である。この加熱方法の要点は、常温から変態開始温度まで急速加熱を行ない、また変態完了後も急速加熱を行なってもさしつかえないが、変態完了時の温度差が問題となるために変態中の加熱速度のみを制御することにより鋼塊亀裂を防止することができる。この範囲を徐々に加熱することにより、他の例題のどれよりも亀裂発生危険性を小さく

することができる。この加熱曲線のごとく制御のできる連続炉を設計することにより、今まで不可能であった40 t/h 以上の加熱も鋼塊亀裂を起こすことなく行ない得ることができる。

VI. 結 言

(1) 高炭素クローム軸受鋼の1.4 t 丸型ならび1.7 t 角型鋼塊の2種類について、加熱割れの実験を行なった。丸型角型いずれの鋼塊においても、変態温度以下では約500°C/hの急速加熱でも内部亀裂は起こらず、また変態途中のものも亀裂の発生はなかったが、完全に変態を完了した鋼塊のうちで変態完了時の表面-中心温度差が計算値で230°C~240°C以上のものに中心付近に軸方向に直角なる円盤状の亀裂が発生していたことを確認した。このことから、鋼塊割れの発生時期は中心が変態を完了するときであることが明らかとなった。

(2) 連続炉における同種鋼塊の加熱実績から、割れの発生したものについて加熱速度を調査した。この場合も鋼塊中心が変態を完了したときの温度差が、丸型角型のいずれも約240°C以上のものに割れが発生することが確認された。この実績は実験とよく一致した。なお、この形式の連続炉では鋼塊割れのために最大30 t/h以上の加熱は不可能であることがわかった。

(3) 連続炉における加熱曲線の代表的な数例について、鋼塊内部に発生する応力および塑性歪を理論的に計算した。そして中心が変態完了のときの中心における熱応力の変化を調査した。中心では3軸方向とも引張り応力であり、中心が変態を開始して完了する範囲で急激な増加がある。また塑性流動もこの範囲で急激に起こる。ここで、3軸応力のために塑性が拘束され塑性流動の遅れが生じるであろうと考えることにより、急速加熱を行なった場合に中心付近において軸方向に直角な円盤状の内部亀裂が発生することを十分説明することができた。

(4) 高炭素クローム鋼のごとき鋼塊割れを起こしやすい鋼塊について、割れを起こすことなく、しかも高能率に加熱する方法を求めた。この加熱方法の要点は、変態の前後を急速加熱し、割れを起こす変態完了時の温度差を少なくするために変態範囲の加熱を制御することにより鋼塊割れを完全に防止することができる。このような理想的加熱を行なうことにより40 t/h以上の加熱が可能となることを明らかにした。

終りに、本研究に御懇切な御指導を賜った九州大学教授工学博士石橋正先生に深甚の感謝を捧げます。また本研究に終始御指導、御援助を賜った山陽特殊製鋼(株)荻野一社長ならびに工学博士上杉年一常務取締役ほか幹部

の方々、また実験ならび計算に協力願った高田正男、太田邦夫、烏谷徹の三君に厚く感謝の意を表する。

文 献

1) 原 隆啓: 鉄と鋼, 49 (1963) 11, p. 1669

2) 原 隆啓: 鉄と鋼, 49 (1963) 12, p. 1765

3) 原 隆啓, 高田正男, 太田邦夫, 烏谷 徹: 鉄と鋼, 49 (1963) p. 1885

4) E. OROWAN: Reports on Progress in Physics 12 (1949), p. 188~189

非磁性鋼の冷間加工硬化特性について*

(タービン発電機用非磁性鋼の研究—I)

中野 平**・後藤督高**・前田昌敏**

On the Characteristic of Cold Work Hardening of Non-magnetic Steels.

(Study of non-magnetic steel for turbo-generator—I)

Taira NAKANO, Tadataka GOTŌ and Masatoshi MAEDA

Synopsis:

Influences of various factors such as solution treatment, cold work and stress relief on flow stress, cold work hardening characteristics and mechanical properties were tested with the austenitic cold work hardening steels, 8Mn-8Ni-4Cr, 18Mn-4Cr, and 14Mn-6Ni-4Cr, which have been most widely utilized for non-magnetic retaining ring of turbo-generator. After tensile cold working up to 30% reduction of area at various temperatures from 20°C to 500°C, tensile properties were studied at room temperature. The results obtained are as follows.

1) At the cold working temperature between 300°C and 500°C 8Mn-8Ni-4Cr showed the highest flow stress and 18Mn-4Cr the lowest, but at room temperature 18Mn-4Cr showed the highest flow stress on the contrary.

2) The investigation of the influence of cooling rate on the mechanical properties of the specimen with a 30mm square bar cooled from solution temperature revealed that there was no difference between air cooling and water quenching with all of the specimens, except with the steel 18Mn-4Cr cold-worked at a relatively lower temperature, which showed better properties after water quenching.

3) As the result of changing the cold working temperature, tensile and proof strength were increased and elongation and reduction of area were decreased with increasing working temperature for 8Mn-8Ni-4Cr and 14Mn-6Ni-4Cr but for 18Mn-4Cr, tensile and proof strength were the highest when the specimen was cold worked at room temperature. Therefore cold work hardening was the most remarkable for 8Mn-8Ni-4Cr at the temperatures between 300°C and 500°C and for 18Mn-4Cr at the room temperature.

4) Influence of stress relieving temperature on the mechanical properties of these specimens after cold working at 400°C and 500°C was studied. There was no changes of the mechanical properties when stress relieved at the temperature below cold working temperature, but when stress relieved above cold working temperature, proof strength, elongation and reduction of area were all decreased and especially when relieving at 600°C remarkable brittleness was caused because of carbide precipitation at grain boundary.

I. 結 言

大型タービン発電機では、高速回転による遠心力で捲線が外方へ飛び出すのを防ぐために保持環が用いられ、その材料は荷酷な応力に耐えるために高い耐力が必要とされている。またこの保持環は磁性体であると磁界中で

回転するために保持環自体に渦流が流れて発熱し、発電機の効率を低下させるのでオーステナイト系の非磁性鋼が用いられる。しかしながら、オーステナイト鋼の特性

* 昭和35年10月本会講演大会にて発表

昭和35年6月12日受付

** 株式会社神戸製鋼所中央研究所