

- 20) 前出 11) p. 666
 21) 前出 11) p. 669
 22) 前出 11) p. 672
 23) A. Sieverts, G. Zapf: Z. Phys. Chem. [A] 172 (1935) p. 315
 24) Sieverts, G. Zapf, M. Moriz: Z. Phys. Chem. [A] 183 (1939) p. 19
 25) J. Chipman, D. W. Murphy: Trans. Am. Inst. Mining Met. Engrs. 116 (1935) p. 179
 26) R. M. Brick, J. A. Creevy: Metals Tech. 7 No. 3 (1940)
 27) T. Kootz: Arch. f. d. Eisenhüttenwes., 15 (1941) S. 77
 28) 斎藤, 川合, 栗野: 選研彙 5 (昭和 24 年) p. 33
 29) 八幡製鉄所: 空気使用による平炉の Bessemerizing について (日本鉄鋼協会昭和 25 年秋期講演大会講演)

オーステナイト結晶粒の成長性におよぼす 高温加工の影響について*

益 子 美 明**

EFFECT OF HOT WORKING ON GROWTH CHARACTERISTICS OF AUSTENITE GRAINS IN STEEL

Yoshiaki Masuko

Synopsis:

For medium-carbon steels and a medium carbon Cr-Mo steel having different grain size, the effect of hot working on growth characteristics of austenite grains was studied by changing the forging ratio from 2 to 10.

From this work, it was concluded that hot working lowered the coarsening temperature of austenite and that annealing after forging much lowered it. These were more clearly observed in a duplex-grained steel than in a fine-grained steel. It was also found that the effect of hot working and annealing on coarsening temperature was much smaller than that of the difference of ingot size. It was verified, therefore, difference of grain size and grain growth characteristics between a ladle sample and a finished product was mainly due to the difference of teeming conditions.

Moreover, taking account of the behavior of AlN in steels, it was deduced that the effect of hot-working and annealing was the function of the state of aggregation of AlN and the occurrence of duplex grain structure, detected in this work, in as-forged state was also related to the behavior of AlN in austenite.

I. 緒 言

オーステナイト結晶粒の成長性におよぼす高温加工の影響については、既に M. A. Grossmann¹⁾, R. Schempp および C. L. Shapiro²⁾ 等の研究があり、一般に高温加工は粗大化温度を低下させると云われているがその原因には余り触れていない。

一方製品本体の粒度特性を把握する上において、オーステナイト結晶粒の成長性が高温加工によつてどの程度変化し、それは何に基因するかを、取鍋試料と製品本体の関連において知つておくことは大切であるし、またこ

れらを粒度形態の観点から検討することも必要であると考えられる。

本研究は以上の見地から粒度形態を異にする C 0.40% の炭素鋼および C 0.40%, Cr 1.00%, Mo 0.25% の Cr-Mo 鋼を対象とし、鍛造比を 2~10 に変化させて表題の関係を調べ、その結果に対し二、三の検討を加えたものである。

II. 実 験 方 法

* 昭和 31 年 4 月本会講演大会にて講演

** 住友金属工業株式会社製鋼所

供試鋼は 8 t 塩基性電気炉で熔製した C 0.35~0.45%, Si 0.15~0.35%, Mn 0.60~0.90%, P, S < 0.030% の中炭素鋼および C 0.35~0.45%, Si 0.20~0.40%, Mn 0.60~0.90%, P, S < 0.030% の中炭素 Cr-Mo 鋼で、試料は鑄込中期に取鍋より 7 kg の鋼塊(取鍋試料)と 100 kg の鋼塊に鑄込んで採取した。

7 kg の鋼塊はこれを 1200°C で (1/2 h 加熱後) 15 mm 角に鍛伸 (鍛造比=10) し、100 kg の鋼塊は上部 1/3 を切捨てた後これを 5 等分して 1200°C で (1/2 h 加熱後) 110, 80, 65, 55 および 50 mmφ に鍛伸して鍛造比をそれぞれ 2, 4, 6, 8 および 10 に変化させた。ただし鍛造の際の仕上温度はすべて 1100°C 以上とした。

これらの試料は鍛造後空冷して粒度試験に供したが、その一部は空冷後さらに 1100°C に 6 h 保持した後炉冷して粒度試験に供した。

粒度試験は学振滲炭法における滲炭温度を 850~1200°C に変化させて各加熱条件下の粒度を測定し、結晶粒の成長性を調べた。

また上記諸試料については顕微鏡組織の観察を行うと共に、可溶 Al および AlN の分析を行った。

なお粒度試験および顕微鏡組織試験の際の被検面はすべて鍛伸方向に平行の面で半径の 1/2 の位置に一定した。

III. 実験結果

Table 1 に供試鋼取鍋試料の化学成分および結晶粒度を示す。すなわち S2 および S3 は細粒鋼であるが S1 は平均粒度 5.1 の混粒鋼であり、その粒度形態は No.7 と No.3 の粒がほぼ 1:1 の面積比で均一に混合し合ったものである。

Fig. 1 は鍛造のまゝの状態の試料についてのオーステナイト結晶粒の成長性におよぼす鍛造比の影響を示し、Fig. 2 は鍛造比 2

および 10 の試料についてのオーステナイト結晶粒の成長性におよぼす焼鈍の影響を示す。

Table 2 は上記実験試料の可溶 Al および AlN の分析結果を一括して示したものであり、Table 3 は鍛造のまゝの状態における組織からフェライトのネットワークでオーステナイト結晶粒度を求めた結果である。また Fig. 3 はその時の代表的な粒度写真を示す。

なお Fig. 4 は鍛造比と一次組織の関係および取鍋試料と 100 kg 鋼塊試料の一次組織の比較を示す一例である。

以上の実験結果を総括すれば次のごとくである。すなわち

(1) 鍛造のまゝの状態については、いづれの供試鋼の場合も取鍋試料に比して 100 kg 鋼塊試料はオーステナイト結晶粒の粗大化温度が低く且つ鍛造比の増加によって粗大化温度が漸次低下する。この傾向は混粒鋼 (S

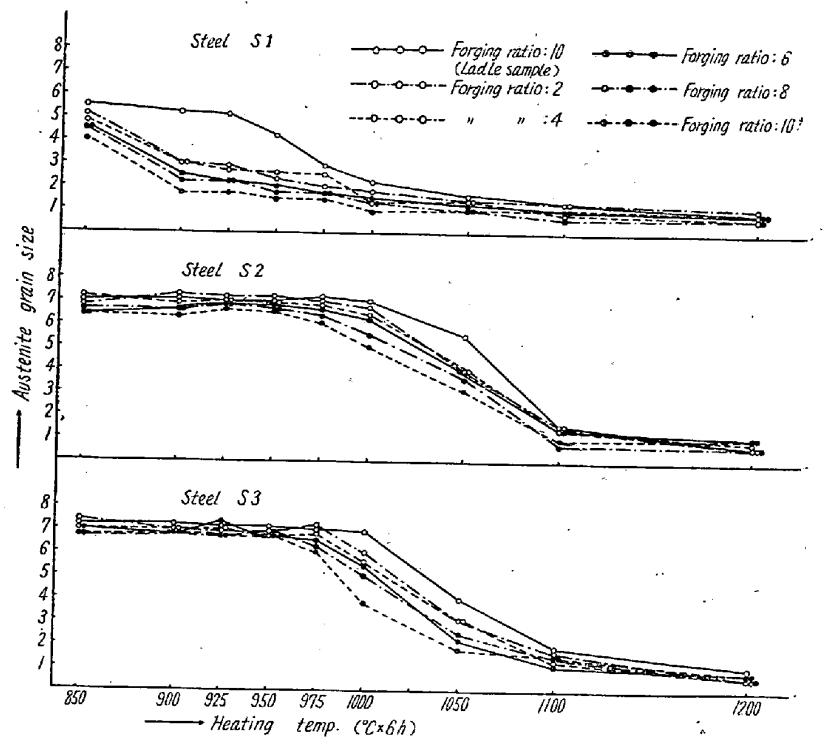


Fig. 1. Effect of forging ratio on growth characteristics of austenite grains in steels tested.

Table 1. Chemical composition and grain size of steels tested.

Steel mark	Chemical composition (%)								Grain size (925°C×6h)	Remark (Al addition)
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr	Mo		
S 1	0.41	0.33	0.61	0.007	0.013	0.16	0.15	—	5.1 (duplex)	0.02% in furnace
S 2	0.43	0.25	0.61	0.011	0.008	0.17	0.06	—	6.9 (fine)	0.07% in ladle
S 3	0.37	0.23	0.61	0.011	0.011	0.16	1.10	0.30	7.1 (fine)	Ditto

1) においていちじるしく、細粒鋼 (S2 および S3) は軽微である。したがって細粒鋼の場合には 925°C × 6 h の粒度は鍛造によつてほとんど変化しない。

ただし取鍋試料と 100 kg 鋼塊試料の成長性の差に比して鍛造比の変化による成長性の差は小さい。

(2) 鍛造後焼鈍せる状態については、鍛造比の増加による成長性の変化は (1) の場合と同様であるが、焼

鈍によつてオーステナイト結晶粒の粗大化温度が若干低下する傾向にあることが認められる。なおこの傾向は細粒鋼の場合に比して混粒鋼の場合の方が比較的明瞭である。ただし取鍋試料と 100 kg 鋼塊試料の差に比して焼鈍による差は小さい。

(3) 取鍋試料と 100 kg 鋼塊試料の成長性の差は可溶 Al および AlN 量と密接な関係があり、前者に比して後者の可溶 Al および AlN 量は少ない。しかし鍛造比の増加および焼鈍による成長性の変化とこれら有効 Al 分の量との間には明瞭な関係が認められない。すなわち鍛造比が増加しても可溶 Al および AlN 量は変化せず、また焼鈍すれば却つて可溶 Al および AlN 量は増加する傾向にある。

(4) 鍛造のままの状態におけるオーステナイト結晶粒はいづれの供試鋼においても鍛造比の増加につれて微細化しており、同一の鍛造比で比較した場合混粒鋼は細粒鋼に比較して結晶粒が粗く、取鍋試料は 100 kg 鋼塊試料に比して微細な結晶粒を有する。

なお鍛造のままの状態ではいづれの試料でも粗粒と細粒が比較的均一に混合した混粒の形態を呈することが注目される。

IV. 実験結果に対する考察

(1) 取鍋試料と 100 kg 鋼塊試料の粒度および成長性の差について

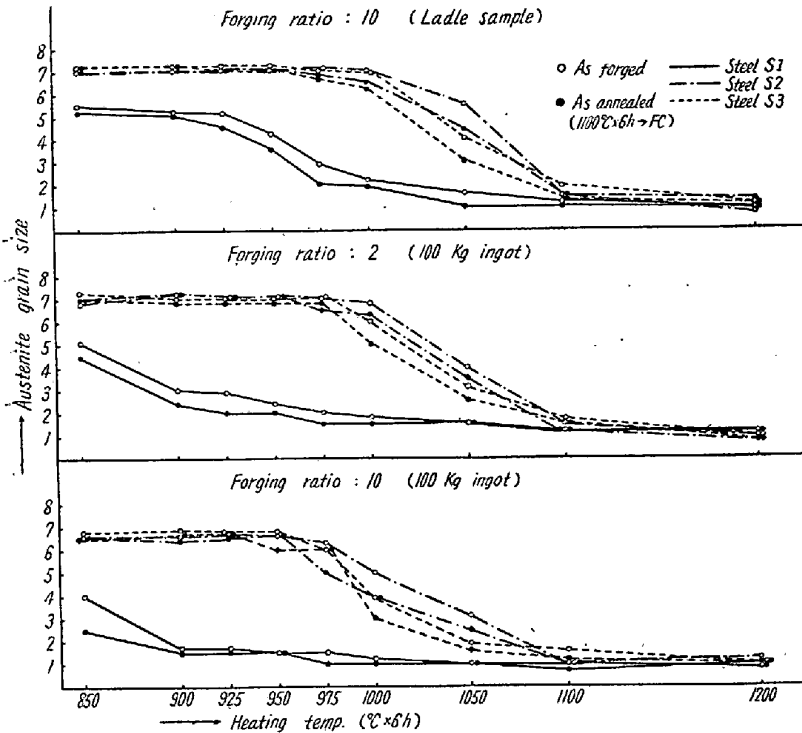


Fig. 2. Effect of annealing on growth characteristics of austenite grains in steels tested.

Table 2. Soluble Al and AlN (%) in various conditions of steels tested.

Steel (%)	S 1				S 2				S 3			
	As forged		As annealed		As forged		As annealed		As forged		As annealed	
	Sol. Al	AlN	Sol. Al	AlN	Sol. Al	AlN	Sol. Al	AlN	Sol. Al	AlN	Sol. Al	AlN
Forging ratio 10 (Ladle sample)	0.008	0.0030	0.009	0.0044	0.020	0.0167	0.022	0.0178	0.019	0.0176	0.022	0.0181
2 (100 kg ingot)	0.005	0.0020	0.007	0.0033	0.019	0.0117	0.020	0.0150	0.016	0.0155	0.021	0.0167
4 (ditto)	0.005	0.0018	0.006	0.0029	0.018	0.0115	0.019	0.0150	0.015	0.0156	0.020	0.0166
6 (ditto)	0.006	0.0018	0.007	0.0030	0.019	0.0115	0.018	0.0149	0.019	0.0155	0.020	0.0168
8 (ditto)	0.005	0.0018	0.007	0.0028	0.017	0.0119	0.019	0.0147	0.017	0.0152	0.019	0.0160
10 (ditto)	0.005	0.0018	0.007	0.0029	0.018	0.0117	0.019	0.0149	0.016	0.0158	0.022	0.0167

Table 3. Austenite grain size after forging in steels tested.

Steel	Forging ratio					
	2	4	6	8	10	10 (Ladle sample)
S 1	0.7	3.1	3.6	4.4	4.6	5.6
S 2	1.0	3.5	4.8	5.1	5.2	6.7
S 3	1.2	3.6	4.7	5.5	5.6	6.5

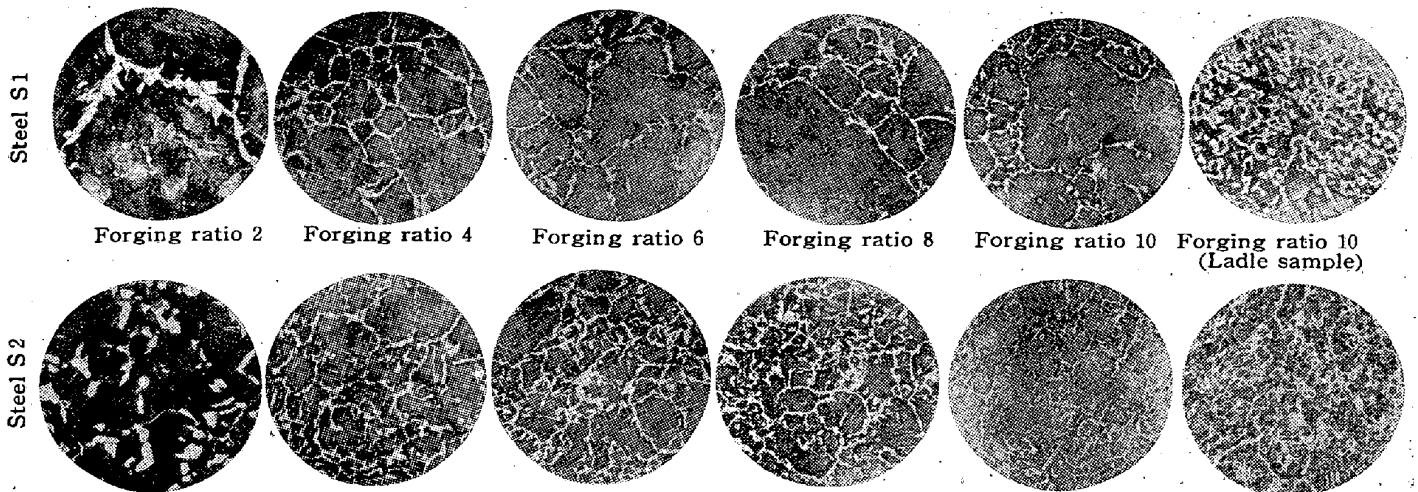


Fig. 3. Relation between forging ratio and austenite grain size in forged state.
(Etched with 5% picral, $\times 100(1/3)$)

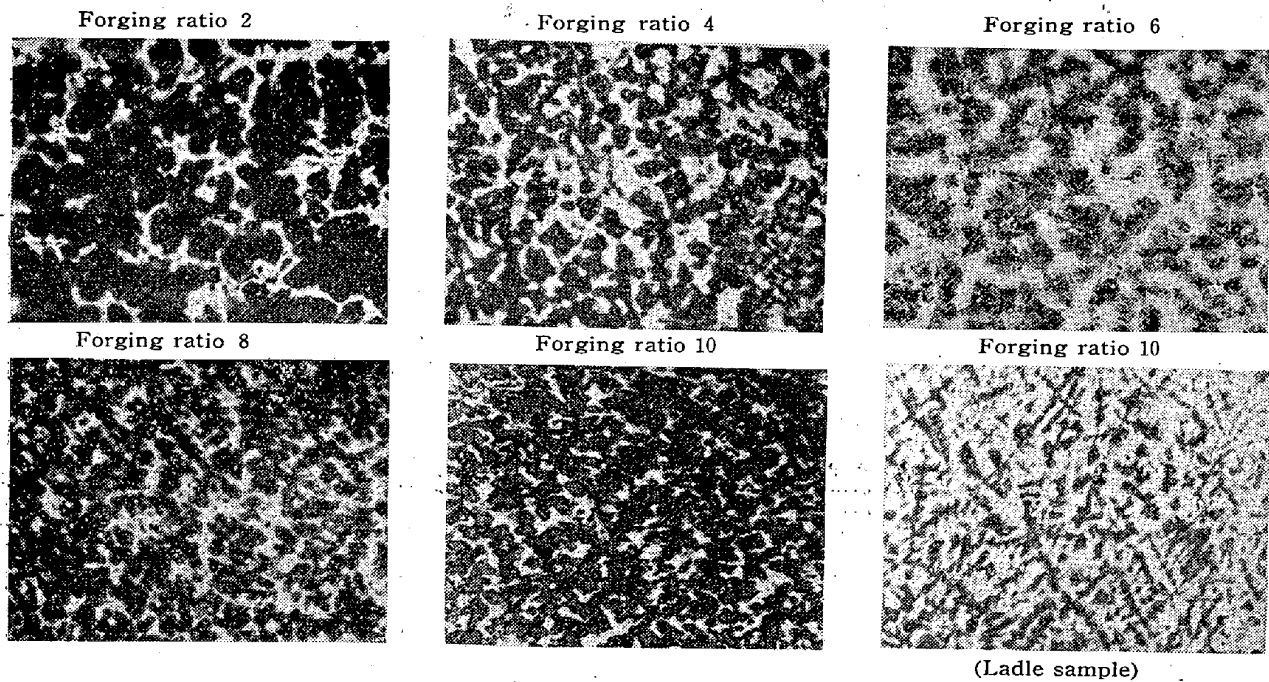


Fig. 4. Relation between forging ratio and dendritic structure in steel S2
(Etched with Stead's solution, $\times 25(2/5)$)

前述のごとく取鍋試料がいつれの状態においても 100 kg 鋼塊試料に比し微細な結晶粒を有し、かつ高い粗大化温度を示すのは主としてオーステナイト結晶粒の微細化に有効な AlN 量の差に基くもので、鋼塊の大きくなるほど凝固が緩漫となり、一次組織も粗大化して、有効 Al 分の消耗がいちじるしくなるためと考えられる。

(2) 鍛造による粒度および成長性の変化について

鍛造比の増加につれてオーステナイト結晶粒の粗大化温度は低下するが、可溶 Al および AlN 量は鍛造比によつて変化しない。したがつて鍛造による粒度および成長性の変化は細粒化に有効な Al 分の絶対量とは無関係で(勿論混粒鋼と細粒鋼の比較から明らかなごとく絶対

量が少なれば少ない程鍛造の影響はうけ易いが)あつて、むしろその存在状態の変化に関連するものと考えられる。すなわち凝固時後の一次オーステナイト粒界に析出した AlN が鍛造時の加工に伴つてその分散状態就中その大きさに変化を来たし、細粒化に有効な AlN 粒子が減少するためと推察される。

(3) 焼鈍による粒度および成長性の変化について

本実験における焼鈍は AlN がほとんど完全にオーステナイトに固溶する $1100^{\circ}\text{C} \times 6\text{h}$ の加熱条件をえらんでいながら、これによつて粗大化温度は低下する傾向にあつた。これは焼鈍時の炉冷下に析出する AlN は鍛造後空冷時に析出するそれよりもより凝集した形態を呈する

ために、それだけ細粒化に有効な AIN 粒子が減少し粗大化を促進する結果になつたためと考えられる。

さらに焼鈍した状態においてもなお鍛造比の影響がみられ、鍛造比の大なるもの程粗大化温度が低いのは、こゝにも前項(2)で述べた要因が作用しているためと考えられる。

(4) 鍛造のまゝの状態における結晶粒度の変化について

Table 3 および Fig. 3 より明らかなごとく、鍛造のまゝの状態におけるオーステナイト結晶粒は鍛造比の増加によつて漸次微細化しており、かつ同一鍛造比と比較した場合細粒鋼は混粒鋼より微細な結晶粒を有し、取鍋試料は 100 kg 鋼塊試料に比してより微細な結晶粒を有する。また各試料共に混粒の形態を呈する。

鋼を高温で加工する場合、加工率の増加によつて結晶粒が微細化することは多くの研究者によつて報告されているところであるが^{8)~10)}それが混粒の形態を呈し、かつその平均粒度が細粒鋼と混粒鋼または取鍋試料と 100 kg 鋼塊試料とで差異を生ずる原因は次のごとく考えられる。

本実験の場合鍛造は 1100~1200°C で行なつていながら AIN はほとんどオーステナイトに固溶しているものと考えられる。したがつて上述の鍛造のまゝの状態におけるオーステナイト結晶粒度は主として加工—再結晶—成長のみに関連して決定されるように考えられるが、混粒鋼と細粒鋼、取鍋試料と 100 kg 鋼塊試料間の差異を考えると加工—再結晶—成長過程に AIN の析出—固溶現象の起つていることが想像される。この場合再結晶は非常に早く加工時にほとんど同時に起るものと考えられるから加工時に AIN が析出してこれが再結晶粒の成長を妨げるために、その時鋼中に存在しうる AIN の量によつて前述のごとき粒度の差異を生ずるものと考えられる。鍛造比の増加につれて結晶粒の微細化することも、加工度の大なる程 AIN の析出量の多いことを考えれば容易に説明できるところである。またいづれの試料も混粒の形態を呈することは、粗大化温度以上の高温の結晶粒の急速な成長過程から見れば当然のことであり、したがつて前述の鍛造のまゝの状態における粒度は成長完了以前の過渡状態の粒度であると考えられる。

(5) 取鍋試料と製品本体の粒度および成長性の差について

前報⁸⁾⁹⁾でも述べたごとく製品本体は取鍋試料よりも粗大化温度が低く、特にこの傾向は混粒鋼、粗粒鋼程いちじるしい。

この原因は製品本体は種々の製品工程をへているためそれら各工程の影響が集積されたことにあるが、前述のごとく鍛造、焼鈍等の影響が鋼塊の大きさの影響に比してはるかに小さいことから見て、大部分は造塊条件の差異による有効 Al 分の消耗程度の差異に基因するものと考えられる。

また同一熔解の取鍋試料が 925°C × 6 h で細粒であれば、製品本体は粗大化温度はやや低下するが同一の加熱条件ではなお同等の細粒を呈することは、今後製鋼工場において製品本体の粒度特性を把握する上に大なる意義を有するものと考えられる。

V. 結 言

粒度形態を異にする中炭素鋼および中炭素 Cr-Mo 鋼を対象とし、鍛造比を 2~10 に変化させてオーステナイト結晶粒の成長性におよぼす高温加工の影響を検討した。

その結果、高温加工は結晶粒の粗大化温度を低下させること、加工後焼鈍すればさらに粗大化温度が低下することおよび細粒鋼に比して混粒鋼の方がこの傾向の大なることが知られた。しかしこれらの影響は鋼塊の大きさの影響に比して遙かに小さいことが認められ、取鍋試料と製品本体の粒度および成長性の差は主として造塊条件の差に基因することが確かめられた。

また以上の結果に対し鋼中 AIN の挙動から検討を加え、加工、焼鈍の影響は AIN の全量とは明瞭な関係はなく、むしろ AIN の存在状態の変化によることが推察された。さらに加工のまゝの状態では粗粒と細粒が比較的一様に混合した混粒の形態を呈することを見出し、これに対して AIN の挙動に関連づけて二、三の考察を加えた。

文 献

- 1) M. A. Grossmann: Trans. A.S.M., **22** (1934) 861
- 2) R. Schempp & C. L. Shapiro: Trans. A.I.M.E., **125** (1937) Iron & Steel Div., 411
- 3) H. Hanemann: Stahl u. Eisen, **47** (1927) 481
- 4) F. Rapatz (川崎正之訳): 特殊鋼, (1939) 49
- 5) 武田: 日本金属学会誌, **14** (1950) B, No. 12, 1215 (1951) B, 101, 578, 581
- 6) 井上, 辻本, 友本, 金丸: 住友金属製鋼所, 研究報告第 2421 報 (昭 26 8)

7) 井上, 笹木: 住友金属製鋼所, 研究報告第3105報
(昭.30 6)

8) 河井, 益子: 鉄と鋼, 41 (1955) 435

9) 益子: 鉄と鋼, 42 (1956) 482

Timken 16-25-6 の高温機械的性質に関する研究 (V)*

長谷川 太郎† · 落 合 治†

STUDIES ON MECHANICAL PROPERTIES OF TIMKEN 16-25-6 AT ELEVATED TEMPERATURES (V)

Taro Hasegawa and Osamu Ochiai

Synopsis:

The authors studied the mechanical properties of four turbine rotors of Timken 16-25-6, to compare with that of the forged bars, of which they reported already. The results were as follows:

1. The effects of heat treatment on mechanical properties in the turbine rotors are the same as the forged bars. The "hot-cold worked" rotors have higher strength than the precipitation-hardened rotors.

2. The "hot-cold worked" rotors have the similar or somewhat lower value of the creep rupture strength and tensile and proof strength as compared with the forged bars. The rotor which have sufficient forging effects, have great ductilities and uniformity of mechanical properties.

3. The precipitation-hardened rotors have nearly the same mechanical properties when compared with the forged bars.

4. When forging effect of the rotor are insufficient, the clear pattern of micro-segregation are recognized, so that the ductilities are low and not uniform.

5. The mechanical properties of specimens which are taken in tangential or radial directions from the boss part of the upset rotor are lower in ductility than that taken from the rim part of rotors. It is because of the metal flow of the boss part that is across with the tensile direction.

I. 緒 言

前報まで^{1)~4)}に Timken 16-25-6 の鍛伸試験材について高温機械的性質におよぼす熱処理の効果について述べてきた。しかるに本材の用途はガスタービンおよびジェットエンジン用ローターのごとき大型鍛造材であり, このような大型鍛造材実体の機械的性質が実用上問題となる。本報では4個のローター実体の機械的性質を調査して鍛伸材の機械的性質と比較検討したいと思う。

II. 供試材および試験法

供試ローターは Table 1 に示す化学成分のもので, いずれも標準成分の Timken 材で製造工程の概要は Table 2 に示すごときものである。すなわち A, B は P. H. 状態のローターで C, D は H. C. W. 状態であり,

A, BではB, C, DではDがそれぞれ鍛錬効果の大きい鍛造法を採用している。

各ローターはX線またはγ線透視, 超音波探傷, 浸透液探傷による内部および表面欠陥検査を行なつて欠陥のないことを確認し, さらに縦または横断面のマクロ腐蝕によるメタルフロー, 欠陥等を調査して爾後の機械的性質顕微鏡組織をしらべた。ローターでは切線および半径方向の応力が最も大きいので, 試験片はこの方向より採取し, また試験温度は使用条件に適するごとく 650°C または 675°C と常温の2種とし短時間引張試験およびクリープ破断試験を行なつた。これ等の試験法は前報までにのべたので省略する。

* 本会昭和 31 年春季講演大会にて発表。

†, †† 住友金属工業 K. K 製鋼所