

大型鋳鋼の靱性と質量効果*

小 田 豊 久**・鈴 木 是 明***

Ductility and Mass Effect in Large Steel Castings

Toyohisa ODA and Koreaki SUZUKI

Synopsis:

Ductility and mass effect in large steel castings were studied on production scale, using experimental castings of Al killed steel and 0.36% C steel of which dimensions are $200 \times 200 \times 650$ mm, $300 \phi \times 650$ mm, 600×650 mm ϕ , $1000 \phi \times 1050$ mm and $80 \times 140 \times 180$ mm respectively under both conditions of single normalizing and double normalizing.

The results obtained are summarized as follows:

1) Fine austenitic grains were obtained by double normalizing, compared with single normalizing, in both high Al-contained cast steel and low Al-contained cast steel. Coarsening temperature can be considered to be 1050°C for high Al-contained cast steel and 1000°C for low Al-contained cast steel.

2) Mixed grain obtained in the low temperature range in single normalizing is thought to be primary mixed grain influenced by the initial grain at the as-cast state, and that in the higher temperature range is secondary mixed grain caused by mixture of coarse grain and incompletely grown grain.

Primary mixed grain in double normalizing is seemed to be caused by great difference between coarse grain of prior mixed grain and new grain formed by subsequent treatment.

3) Ductility of steel castings is generally more significantly improved by double normalizing than by single normalizing, but injured by mixed grains that appear in the begining of coarsening.

4) Concerning to ductility of sound and segregating zone in large steel castings, low temperature of $1000 \sim 1050^\circ\text{C}$ is effective for diffusion annealing of sound zone, and high temperature of 1100°C for segregating zone. Consequently, in accordance with ductility level demanded for cast steel, it is industrially necessary to select optimum conditions of diffusion annealing; diffusion annealing should be carried out in the low temperature range when ductility of sound zone is not enough high, but in the high temperature range when ductility of segregating zone is important.

5) Mass effect generated on casting in large steel castings is greatly influenced by C content in this experimental casting alloyed with small amount of Ni and Cr.

6) As for mass effect generated on heat treatment, ductility of 300mm dia casting hardly decreases in even the inside, but it decreases abruptly for inside castings of 600, 1000 mm dia.

If factor of mass effect is considered, it is also possible for steel castings to estimate tensile strength nondestructively from chemical compositions and heat treated conditions.

(Received Dec. 18, 1967)

1. 緒 言

鋳鍛鋼を問わず構造用鋼材が工業的規模の大いさになると、その横方向靱性におよぼす製造要因の挙動は複雑化し、靱性改善に対する適確な対策は得られにくくなる。

一般に鋼材の靱性は(1)化学成分、(2)組織、(3)熱処理、(4)結晶粒度ならびに整粒性、(5)非金属介在物、(6)偏析、(7)加工条件などによつて左右されるものと考えられる。すなわち、成分的にはCは低く、Mn, Si, Ni は高く、P, S などの不純元素は低いほど靱性には好ましく、非金属介在物、偏析などはその性状と軽重により拡散焼鈍である程度の均質化と方向性減少を期待できる場合がある。さらにフェライト(α)およびオ

ーステナイト(γ)結晶粒度の挙動は大きな影響力を有し一般に細粒であるほど、また整粒であるほど靱性に対してはよい影響を与える。また鋼の清浄度は悪いほど熱間加工の影響を受け劣化現象が大きくなることが、鍛鋼材についての数多くの研究結果から報告されている。筆者らもこれまでに鍛鋼材の横方向靱性に対する各種検討を行なつてきた^{1)~5)}。しかしながら、最近船舶ならびに発電機用部品を始めとして各種産業機械は大型化の傾向にあり、ますます大型鋳鋼品への需要が高まつてい

* 昭和42年10月本会講演大会にて発表
昭和42年12月18日受付

** (株)日本製鋼所室蘭製作所材料企画課

*** (株)日本製鋼所室蘭製作所研究所

る。そのため鍛鋼に比較して方向性がないといわれていた鋳鋼の靱性への要求も設計面で苛酷になることが考えられる。とくに大型鋳鋼になった場合、偏析や質量効果などにより靱性の低下が考えられるので、鋳鋼材の靱性確保を検討する必要がある。

しかしながら、鋳鋼材について靱性をとりあげて製造時にできた結晶粒の影響、拡散焼鈍での1次あるいは2次 γ 化の条件と組み合わせによる結晶粒微細化能と非金属介在物の無害化などについて工業的規模で体系的に解明しようとした研究は少ない。さらに質量効果については、すでに多くの研究^{6)~19)}が行なわれているけれども、300 mm 以上の肉厚の大型鋳鋼を対象としたものはない。

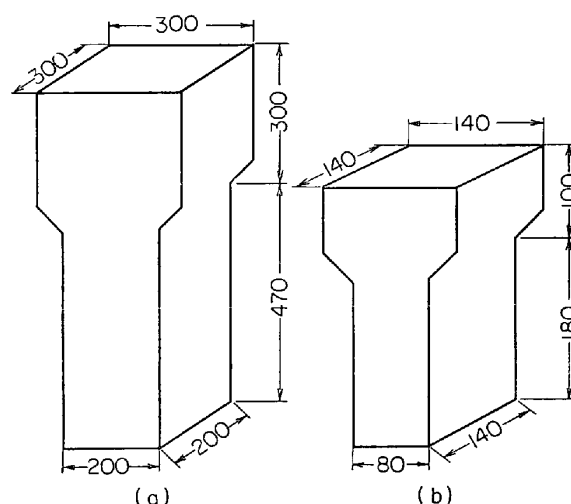
したがって、このような理由から Al で脱酸した鋳鋼とややC量を高くした鋳鋼品について γ 化条件をいろいろと変えた場合の結晶粒度、硫化物系非金属介在物の挙動が靱性におよぼす影響を明らかにし、その結果にもとづいて 1000 mm 肉厚の程度までの鋳鋼品について質量効果を試験した。

2. 実 験 方 法

2.1 供試材

試験材の化学成分は筆者ら¹⁾が提唱した実験式にもとづいて SC 55 を目標に決めたもので Table 1 に示すように質量効果をできるだけ少なくする意味で Ni, Cr を少量合金し、0.10% Al で十分に脱酸した鋼種 A を 80 t 電気炉で溶製した。試料は Fig. 1(a) に示すような乾燥鑄型に 4 こ鑄込んだものである。いつぼう、鋼種 B の化学成分はフェライト結晶粒からオーステナイト結晶粒の推定が容易になるように C 量をやや高目にし S 量は硫化物系介在物の熱処理による形態の変化を調べやすくするため 0.025% を目標にした。その他の成分は Table 1 に示すとおりであるが II 型の硫化物を析出させるため DeSy¹⁹⁾ の Al と C による硫化物系介在物の形態図より判断して Al 脱酸を行なわなかった。

溶解は高周波誘導炉により 700 kg の溶鋼を Fig. 1(b) に示す乾燥鑄型に中央部の湯口から 10 こ各鑄型に注入されるようにして鑄込んだ。機械的諸性質ならびに結晶粒度におよぼす熱処理条件の影響を調べるため Fig. 1



(a) Test block for heat treatment of Al killed steel (steel A) and (b) for heat treatment of 0.37%C steel (steel B)

Fig. 1. Dimensions of experimental castings (Unit: mm)

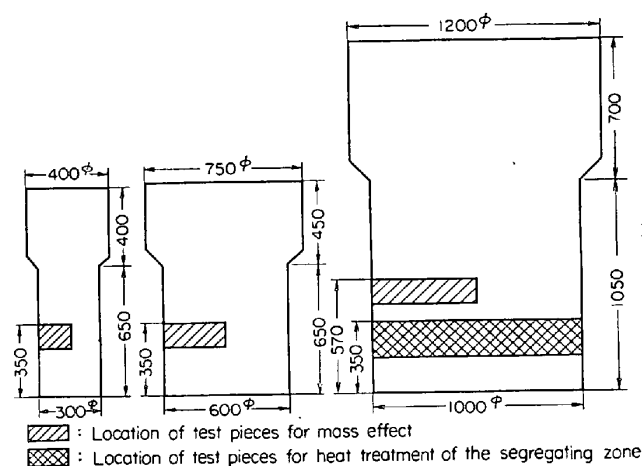


Fig. 2. Location of test sections in experimental castings (Unit: mm)

(a)(b) に示す供試材を用いた。さらに、偏析部の靱性改善におよぼす熱処理条件の影響を調べるため Table 1 の鋼種 A を Fig. 2 に示す 1000 mm ϕ の鑄型に鑄込みその底面より 350 mm の位置で切断し 100×150×180 mm の素材 9 こを偏析部から同心円状に採取した。

いつぼう、質量効果は鑄造時にできるものと熱処理時にできるものがある⁶⁾。まず、鑄造時にできる質量効果は 1000 mm ϕ の鑄物の底面から 350 mm の位置に

Table 1. Chemical compositions of experimental castings (%)

Grade	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Cu	Al
Steel A	0.25	0.53	1.15	0.012	0.007	0.47	0.25	0.06	0.10	0.16	0.047
Steel B	0.36	0.37	0.76	0.021	0.026	0.10	0.08	0.03	—	0.024	0.008

Table 2. Heat treated conditions of specimens.

Single normalizing and tempering		Double normalizing and tempering		
S 1	Tempering	S 1	S 2	Tempering
850°C × 5hr A.C	650°C × 8hr F.C	850°C × 5hr A.C	850°C × 5hr A.C	650°C × 8hr F.C
900°C × 5hr A.C	// //	900°C × 5hr A.C	// //	// //
950°C × 5hr A.C	// //	950°C × 5hr A.C	// //	// //
1000°C × 5hr A.C	// //	1000°C × 5hr A.C	// //	// //
1050°C × 5hr A.C	// //	1050°C × 5hr A.C	// //	// //
1100°C × 5hr A.C	// //	1100°C × 5hr A.C	// //	// //

ついて表面より中心まで 100×150×180 mm の素材を採取した。さらに、熱処理時にできると思われる質量効果については Fig. 2 に示す 300, 600, 1000 mm φ の鋳型に鋼種 A (細粒鋼) を鋳込み、熱処理後表面より中心まで連続的に試料を採取した。

2.2 熱処理ならびに試験要領

鋼種 A (細粒鋼) ならびに鋼種 B (粗粒鋼) の γ 結晶粒ならびに靱性におよぼす γ 化条件の影響を調べるため Fig. 1 (a)(b) の鋳物より厚さ 40 mm の板を切り出して、Table 2 に示すような 850~1100°C の範囲での単焼準もどしならびに S 2 段を 850°C にした重焼準もどしを行なった。

熱処理後、各板材より JIS 4 号引張試験片 6 本、JIS 3 号 2 mm U 切欠き衝撃試験片 4 本を採取した。これらの熱処理と同時に、結晶粒度測定用として 15×10×10 の試料を単焼準の場合は S 1 段の温度から、また重焼準の場合は S 2 段の温度からただちに水焼入れする酸化法により γ 結晶粒を現出させた。酸化法で結晶粒現出が十分でない試料については鏡面仕上した鋳放試料を所定の γ 化温度で 30min 真空加熱し 5 ml の空気を 10sec 間流して瞬間酸化させることにより結晶粒を現出させたもので、いずれも熱処理時の実際の結晶粒を測定することを目的とし、加熱時間の影響があると思われる滲炭法を採用しなかつた。現出させた結晶粒の測定は各試料について 8 枚の写真を撮り学振第 2 法²⁰⁾により行なった。

重焼準もどしにおける S 1 段ならびに S 2 段の γ 化温度の組み合わせにより、細粒鋼材の機械的性質がどのような挙動を示すかを Fig. 1 (a) の鋳物より 40×160×130 mm の板材を鋳造組織の発達方向に垂直な方向を横方向、平行な方向を縦方向としてそれぞれ 9 枚ずつ切断採取し Table 3 に示すような重焼準もどしを行なった。熱処理後、各板材より JIS 4 号引張試験片 3 本、JIS 3 号 2 mm 切欠き衝撃試験片 4 本ずつを採取した。偏析部の機械的性質におよぼす重焼準もどしの影響も Table 3 に示すような組み合わせにより行なった。保持時間は S 1, S 2 段温度で 6.5hr, もどし温度で 10hr とした。

Table 3. Condition of normalizing and tempering.

1000°C × 5hr A.C	850°C × 5hr A.C 880°C × 5hr A.C 910°C × 5hr A.C	690°C × 8hr F.C
1050°C × 5hr A.C	880°C × 5hr A.C 910°C × 5hr A.C 950°C × 5hr A.C	
1100°C × 5hr A.C	880°C × 5hr A.C 910°C × 5hr A.C 950°C × 5hr A.C	

熱処理後、引張ならびに衝撃試験片において破断部が偏析部に相当するように上述の引張試験片 6 本、衝撃試験片 8 本を採取して試験した。その際比較のため健全部についても同様に試験した。

鋳造時にできる質量効果は熱処理時の質量効果の影響を避けるため上述の素材形状にして、S 1 段 1050°C, S 2 段 880°C, もどし温度 690°C の重焼準もどしを行なった。熱処理後、表面より中心までの機械的性質の変化がわかるように引張試験片を 3 本ずつ表面より 50 mm 間隔で採取して試験した。試験後実測の引張り強さと実験式から計算で求めた引張り強さとの相関性を調べるため、破断点近傍について化学成分をすべて分析した。熱処理時にできる質量効果は Fig. 2 に示す鋳物を用いて S 1 段 1050°C, S 2 段 880°C, もどし温度 690°C の重焼準もどしを行なったが、1000 mm φ の鋳物はすでに底部から 350 mm の部分は切り取られているのでステックタイトをかぶせて断熱して熱処理を行なった。

各鋳物は熱処理後縦断してサルファープリントを調査した。質量効果は Fig. 2 に示す各位置について表面から中心まで連続的に引張試験片 3 本ずつを採取して試験した。試験後各試料について化学成分をすべて分析した。また各鋳物の内部の機械的性質と比較するため 25×130×40 mm の鋳物に付着した試験片を 2 本ずつ試験した。

3. 試験結果および考察

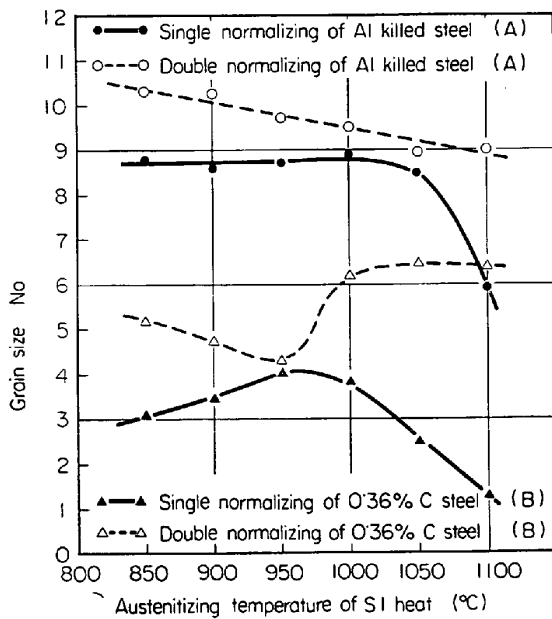


Fig. 3. Influence of firstly austenitizing temperature upon austenitic grain size.

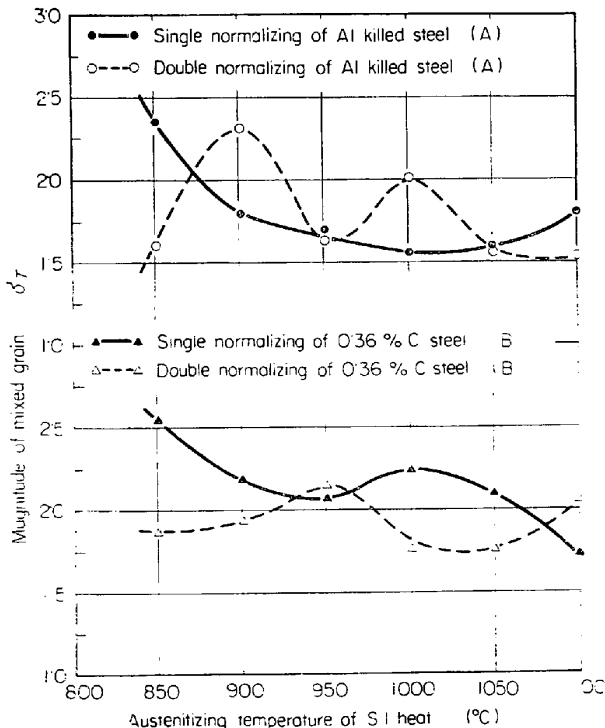


Fig. 4. Influence of firstly austenitizing temperature upon magnitude of mixed grain.

Note: measure of mixed grain σ_T is defined as follows, according to the 19th committee of the Japan Society for Promotion of Science: $\sigma_T^2 = (1/100) \sum \mu_i (G_i - G_T)^2$, where G_i is grain size number, G_T average grain size number and μ_i the volume fraction in every grain size.

3.1 単焼準ならびに重焼準による γ 結晶粒の挙動

Al 含有量の高い細粒鋳鋼において、単焼準では 1050°C 以上になると粗粒化が生じ始めるが、1050°C までの

範囲ではほとんど変化のないことが Fig. 3 よりわかる。それに対して重焼準の場合、単焼準に比較して細粒化が各温度領域で認められ、 γ 化温度の上昇とともに粗粒化する傾向が認められる。

いつぼう、Al 含有量の低い粗粒鋳鋼についても Fig. 3 に示すように、単焼準の場合 850~950°C でごくわずかの細粒化が認められる。しかし 1000°C 以上になると一段と粗粒化し、その粗粒化開始温度は 1000°C と考えることができ、Al 含有量の高い細粒鋳鋼よりも低い温度である。これに対して重焼準の場合、S 1 段温度が 850~950°C で粗粒化するが、1000°C 以上になると逆に細粒化している。このように重焼準を行なう場合 S 1 段温度は 1000°C 以上の高い場合に細粒が得られる。また靱性に対して影響力の大きい混粒度を Fig. 4 に示す。

細粒鋳鋼の単焼準の場合、混粒度は 850°C から 900°C まで急激に減少し、1050°C まではあまり変化しない。しかし、1050°C 以上になると、やや混粒度が大きくなる傾向が認められる。850~950°C の領域での混粒は鋳造時にできる粗大な結晶粒の影響によるもので、後続の γ 化処理で期待される結晶粒との粒度差が過大なるため、細粒化しきれずに発生する一次混粒化域（以下このようにしてできる混粒を一次混粒化と称する。）と解釈できる。それに対して、1050°C から混粒度が大きくなるのは γ 化温度の上昇で粗粒化したものと粗粒化しきれずに残存するものによるものと思われる。（以下この混粒を二次混粒化と称する。）S 2 段温度を 850°C にした重焼準では効果的な整粒現象は得られていない。しかし、S 1 段温度が高温側になると粗粒化が生じ、その粗粒が S 2 段温度で全部細粒化しきれずに、もとの粗粒が残存して生じる二次混粒化は先天的に細粒な高 Al 含有鋼では発生する機会が少なくなり、また発生してもその程度は軽いものと思われる。

いつぼう、粗粒鋼の単焼準の場合 900°C 以下では鋳放時に生成された結晶粒の影響があるためにできる一次混粒化が認められる。1000°C 前後ではわずかながら粗粒化開始初期の二次混粒化が発生し、1050°C 以上になると粗粒なりに整粒化する。さらに、重焼準の場合その整粒化は単焼準に比較して改善されているが、950°C の粗粒極値での二次混粒ならびに 1100°C 付近で三次混粒化が認められる。（三次混粒とは重焼準において S 1, S 2 段の γ 化温度の差が過大なるために生じた混粒化であり本質的には一次混粒化と同一発生機構によるもので擬一次混粒とも称せられるべきものである。）

以上の実験結果を総合して鋳鋼材の γ 結晶粒の挙動におよぼす熱処理の影響を分類すれば模式的に Fig. 5 の

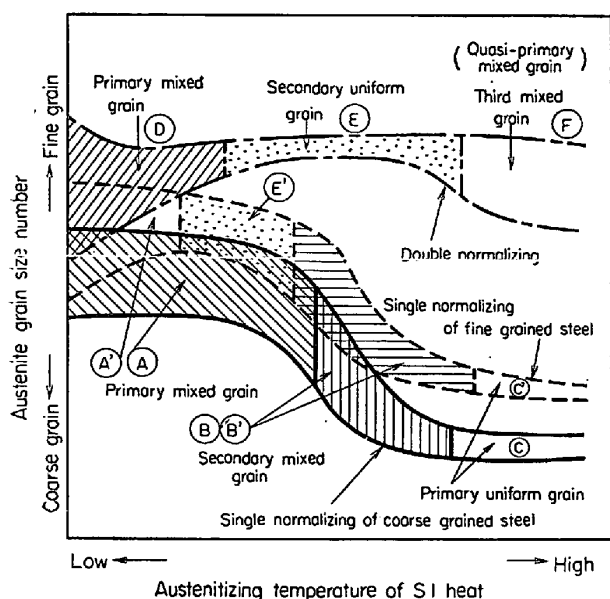


Fig. 5. Schematic diagram showing behaviour of austenite grain size accompanied with austenitizing conditions.

ように表わすことができる。単焼準の場合、S 1 段 γ 化温度の低温側で一次混粒化領域④および⑤が発生する。これは鑄造時に生じた結晶粒の影響によるもので後続オーステナイト処理で期待される結晶粒の粒度差が過大なるため細粒化しきれずに発生する混粒である。高 Al 含有の細粒鋼の単焼準では Fig. 5 の④に比較して⑤と混粒度が減少し、平均粒度も細粒になる。 γ 化温度の上昇とともに粗粒鋼の場合は残存する粗大な前歴結晶粒が細粒化を完了する前に粗粒化現象が生じ⑥の二次混粒化域が発生する。さらに γ 化温度の上昇で粗粒化が完了し一次整粒⑦域になる。

細粒鋼の場合一次混粒④後、準整粒域⑥が生じ先天性結晶粒がとくに完全な細粒鋼のときは、この⑥も重焼準でみられる二次整粒⑧と同一性格をもつようになる。同じように、重焼準で一次混粒化域④は単焼準の④よりも減少し、あらたに二次整粒域⑥が生じ、粒度も単焼準に比較して細粒化する。一次混粒化域④は前の混粒中の粗粒と後続処理で期待される新しい粒との粒度差が大きいいため整、細粒化しきれずに生ずる混粒域と解釈される。 γ 化温度の上昇とともにこの粒度差が縮まって完全な整細粒域⑧が発生し、さらに高温側に移行すると前歴結晶粒との粒度差拡大による細粒化能の減少で三次混粒化域⑨の発生をみる。

3.2 靱性の挙動におよぼす熱処理の影響

細粒鑄鋼材の靱性におよぼす熱処理条件の影響は Fig. 6 に示すように、重焼準もどしをおこなうと単焼準もどしよりも各温度とも一段と靱性は改善される。しかも、

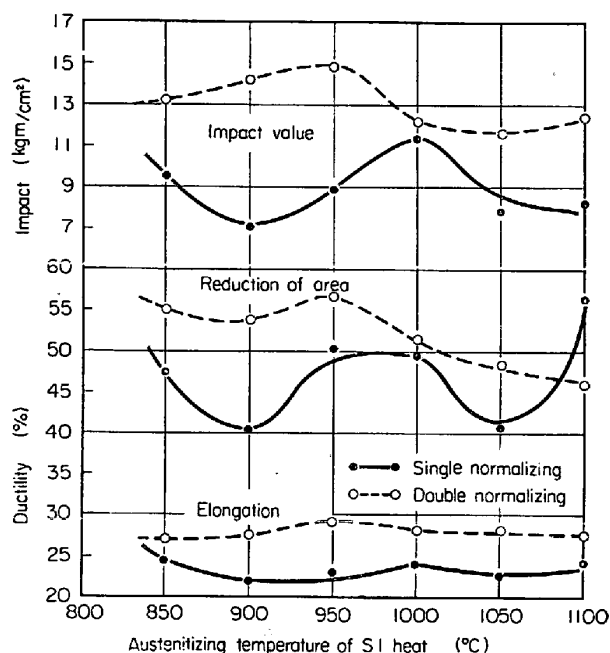


Fig. 6. Influence of firstly austenitizing temperature on ductility of Al killed steel.

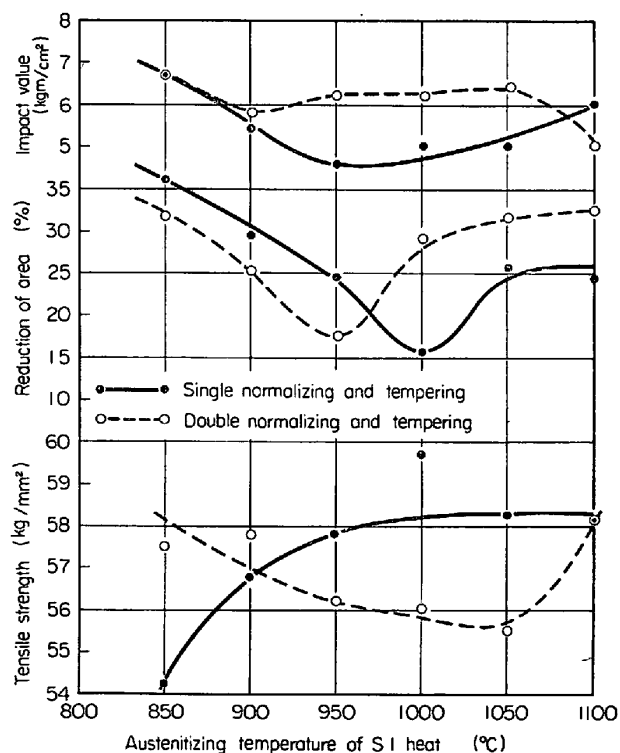


Fig. 7. Influence of heat treated conditions on mechanical properties in 0.36%C steel casting.

重焼準もどしにおいて S 1 段温度が 950°C の場合、伸び、絞り、衝撃値いずれも最高値を示しているが、これは Fig. 4 で混粒度が小さいことと関連しているものと思われる。しかしながら、S 1 段温度が 950°C 以下の領域では、伸び、絞りとも試験材の採取方向によりバラ

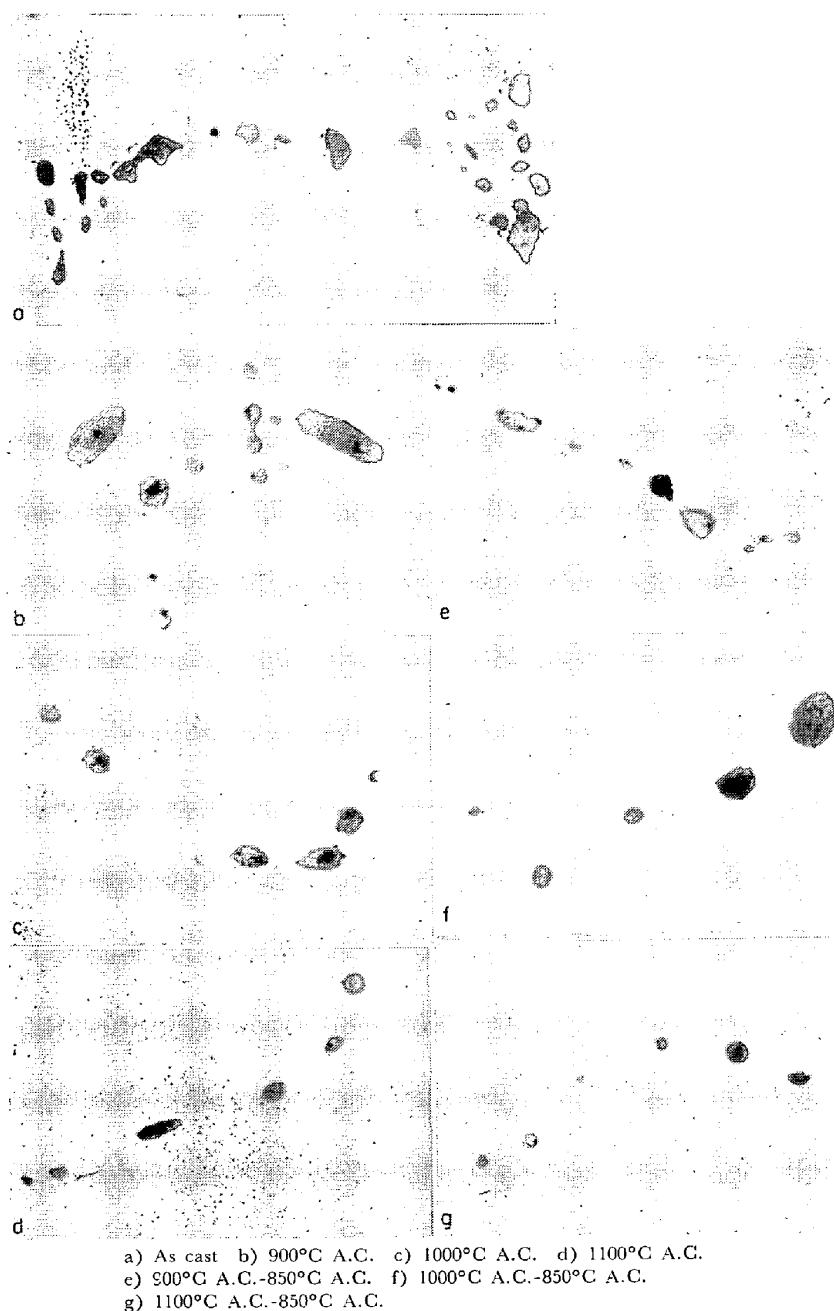


Photo. 1. Influence of heat treatment on form of sulphide inclusion in 0.36%C cast steel. $\times 600$ (3/5)

ツキの程度が大きい。それに対して 950°C 以上の領域では γ 化温度の上昇とともに伸び、絞りは減少するが、採取方向によるバラツキは非常に少なく均一になつてくる。 950°C 以上で靱性が低下の傾向にあるのは粗粒化に影響をうけているものと思われる。

単焼準もどしの場合、靱性の改善が期待される温度は高温側にずれて、 1000°C ならびに 1050°C で伸び、絞りに高い値が得られている。いつぼう、粗粒鋳鋼の単焼準もどしを行なつた際の引張強さは Fig. 7 に示すように、 γ 化温度の上昇とともに増加の傾向にあるが、重焼準もどしでは、 1050°C まではやや減少の傾向を示し 1100°C

で再び増加している。しかしながら、その変化の程度は $2\sim 3\text{ kg/mm}^2$ 以内と比較的僅少である。絞りは単焼準もどしと重焼準もどしでは、いずれも 950°C まで急激に減少し、その領域では単焼準もどしのほうが靱性は改善される。しかし、 950°C 以上では重焼準もどしは γ 化温度の上昇とともに絞りは増加し単焼準もどしより靱性の改善が期待される。しかも絞りの値が最小となる温度は重焼準もどしの場合、単焼準もどしの場合より低温側にずれている。さらに、衝撃値は単焼準もどしに比較して重焼準もどしで全般的に高値であるのは結晶粒が細粒であることが一因と考えられる。

焼準条件における非金属介在物への影響を調べるため引張試験片の破断後の試料について学振第 3 法により測定した。その結果、細粒鋳鋼の A 型介在物は $0.02\sim 0.05\%$ 全量 $0.08\sim 0.15\%$ であり、S 含有量の高い粗粒鋼の A 型介在物は $0.13\sim 0.20\%$ 、全介在物量 $0.20\sim 0.25\%$ 程度であるがその量は熱処理によつて変わることはない。しかしながら粗粒鋳鋼では硫化物系介在物の形状は一部 Photo. 1 に示すような変化が認められた。すなわち、鋳放状態での硫化物系介在物は分布状態に連続性があり、かつ巨大で角張っているが、 900°C をこえると拡散焼鈍による拡散効果で生じ始め、拡散焼鈍温度が高温であるほど形状が丸味を帯びてくる。単焼準では 1000°C をこえると拡散効果が顕著になり、 1100°C では重焼準の場合と同程度に改善される。S 2 段階

度 850°C の重焼準と単焼準の差はあまり認められないが、しいていえば介在物の丸味を帯びる傾向が単焼準に比較してすぐれている。このように硫化物系介在物の拡散効果は靱性のバラツキの僅少化に影響を与えるものと思われる。

3.3 細粒鋳鋼の機械的性質におよぼす重焼準の影響

前項の結果により鋳鋼材の靱性には重焼準もどしが非常に効果的であることが確認されたので、S 1 段と S 2 段の最適組み合わせ条件を決めるため、細粒鋳鋼材を用いて機械的性質の挙動におよぼす γ 化条件の影響を調べた。試験結果は Fig. 8 および 9 に示す。

S 1 段 γ 化温度が 1000°C の場合, S 2 段の γ 化温度の上昇とともに引張り強さは増加している. この理由は γ 化温度が高くなると γ 結晶粒が粗大化し, しかも炭化

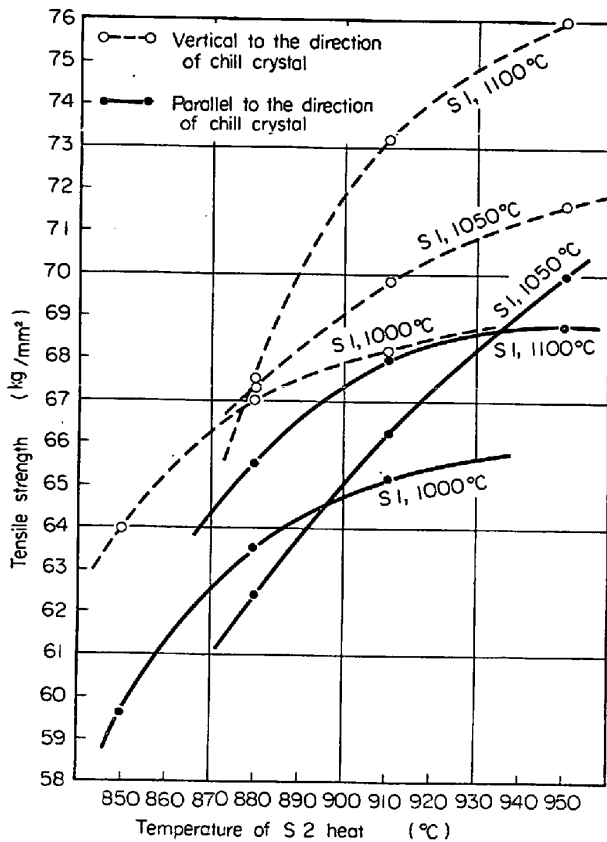


Fig. 8. Influence of diffusion annealing on the tensile strength of Al-killed steel (A)

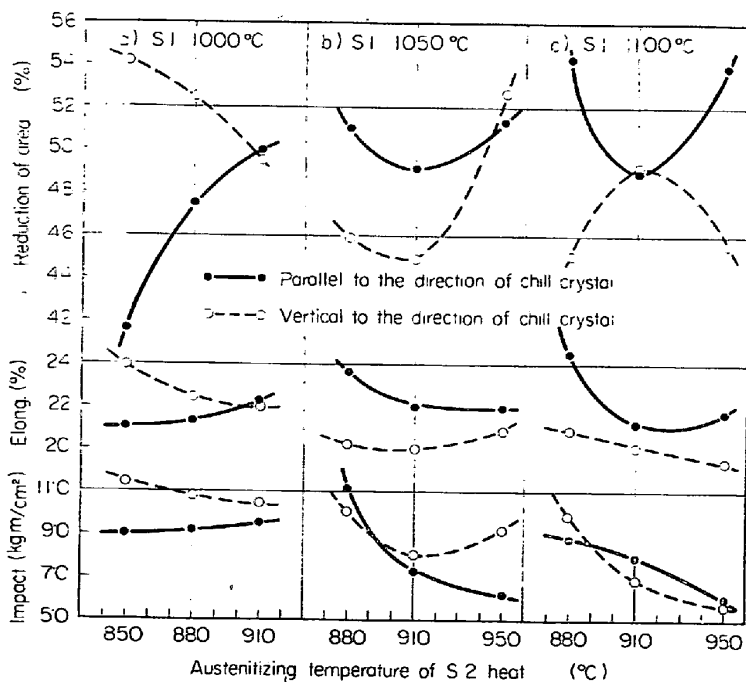


Fig. 9. Influence of austenitizing temperature upon the ductility of Al-killed steel (A)

物生成元素の γ への固溶量がふえるため焼入性がよくなるためと解釈できる. S 1 段の γ 化温度が $1050, 1100^{\circ}\text{C}$ の場合にも同様の傾向を示し, いずれの場合にも柱状晶の発達方向に対して平行な方向の引張り強さが垂直方向のそれよりも多くて 7 kg/mm^2 ほど高値を示している. それに対して組織的には S 1, S 2 段の γ 化温度の上昇とともに結晶粒が粗大化する傾向が認められる. 衝撃値は S 1 段 $1050, 1100^{\circ}\text{C}$ の場合, S 2 段温度の上昇とともに減少しているが, 1000°C の場合試験材の採取方向で異なり, S 2 段温度の上昇により縦, 横の差が縮まってくる. 伸び, 絞りについては, さらに方向性がはつきり現われているが, S 1 段 1050°C 以下では S 2 段温度の上昇により, 衝撃値と同様縦, 横の差が縮まってくる. しかし, S 1 段 1100°C の場合 S 2 段温度 910°C で均一性をもつともよい.

しかし靱性の挙動を絞りの変化で考える場合, それに相当する引張り強さがそれぞれ異なるので, 同一引張り強さの水準に揃えてから絞りの変化をみなければならぬ. いま, 絞りと引張り強さとの関係をプロットすると Fig. 10 に示すような直線関係が認められる. したがって, 同一引張り強さとして Fig. 10 の横軸の引張り強さの平均値をとると補正した絞り ϕ' は次式により求められる.

$$\phi'(\%) = \sigma_B \cdot \phi_i / \sigma_i \quad \dots\dots\dots (1)$$

ただし σ_B : 引張り強さの平均値, ϕ_i : 個々の絞りの値, σ_i : 個々の引張り強さ

この補正した絞りの変化を Fig. 11 に示す. S 1 段 1000°C の場合, 縦方向の絞りは S 2 段の γ 化温度とともに増加し横方向の絞りは逆に減少して同一の値に近づいてくる. すなわち, 縦方向靱性の増加は S 2 段 γ 化温度の上昇とともに結晶粒の粗大化の効果以上に整粒性が増加したためと思われる. S 1 段 1050°C の場合縦方向, 横方向いずれも S 2 段温度の上昇とともに補正した絞りが増加しているのは, S 1 段で粗大化した結晶粒に対して, この焼準によって整粒性がよくなったためと解釈できる. S 1 段 1100°C の場合, 横方向の絞りは 910°C で極大値を示し 950°C では減少するのに対して縦方向の絞りは全く逆の傾向を示している. 横方向の絞りの変化は 910°C までは S 1 段の γ 化でできた粗粒に粒が揃ってくるので混粒度が減少するため増加し, 910°C をこえると粗粒化の効果が影響をおよぼすので減少するものと解釈される.

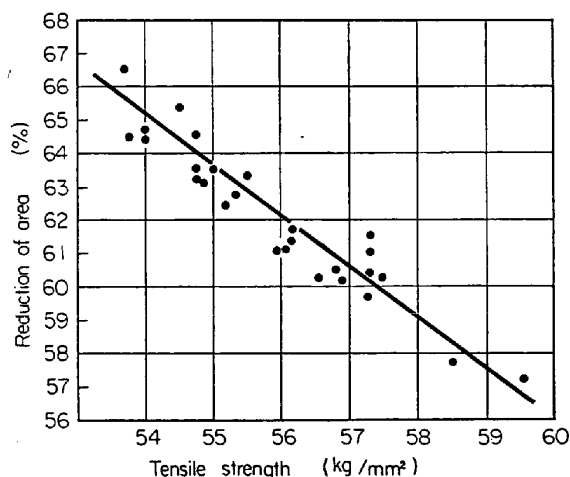


Fig. 10. The relation between the tensile strength and reduction of area in Al-killed steel.

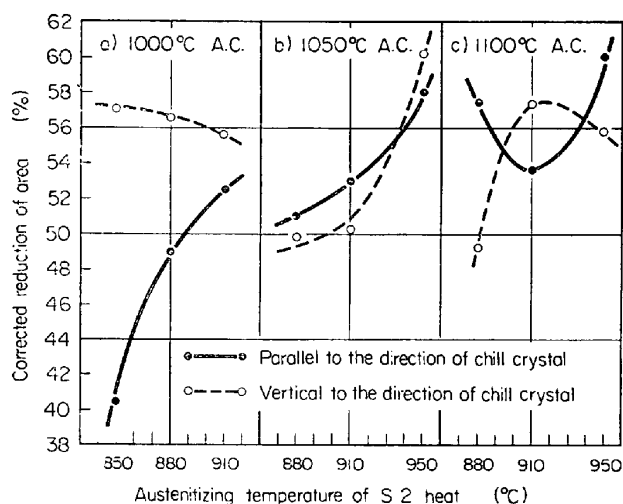


Fig. 11. Influence of austenitizing temperature upon the ductility at the same level of tensile strength of Al-killed steel A.

3.4 偏析部の機械的性質におよぼす重焼準の影響

細粒鋳鋼材の偏析部の機械的性質が重焼準条件によりどのような挙動を示すか健全部のそれと比較しながら Fig. 12 に示す。

健全部の引張り強さは S 2 段加熱温度の上昇とともに増加する傾向が認められる。それに対して偏析部の引張り強さは各 γ 化温度により多少の差はあるけれども全般的に健全部より 1~2 kg/mm² 低く、S 1 段加熱温度 1000, 1100°C の場合、S 2 段加熱温度 880 と 910°C で極大値を示し 1050°C の場合には 910°C で最小値を示す。Fig. 12 の実験結果を総合すれば S 1 段加熱温度 1050°C の場合が、健全部偏析部ともに最高引張り強さを得ることができることを示している。

絞り、伸びなどの靱性は各 γ 化温度でまったく異なつた変化を示している。すなわち、S 1 段加熱温度 1000°C

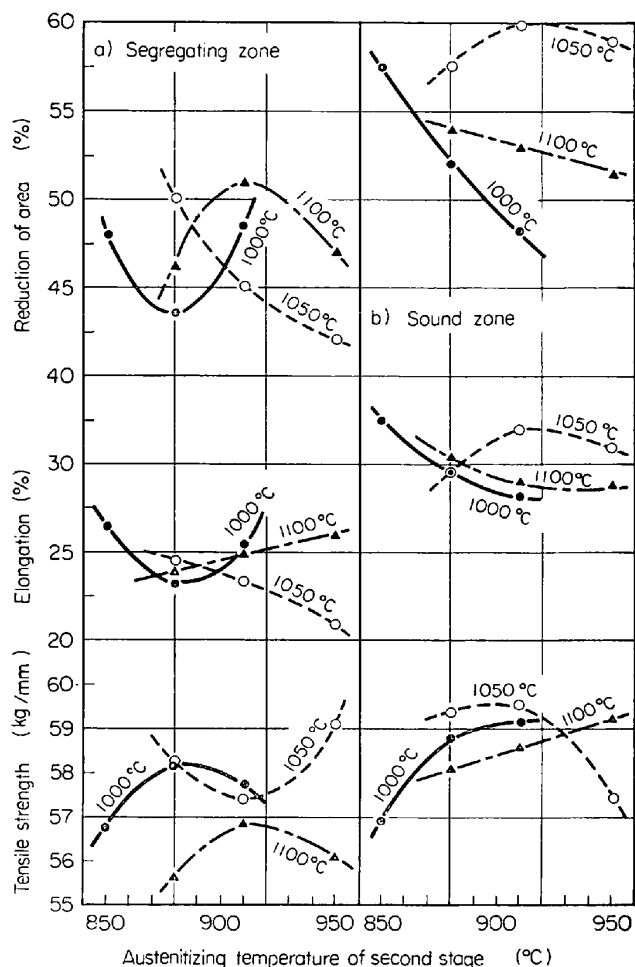


Fig. 12. Influence of heat-treated conditions on mechanical properties at the segregating zone as compared with those of the sound zone in Al-killed steel casting.

の場合健全部の靱性は S 2 段加熱温度の上昇とともに減少するが、偏析部の靱性は 880°C で最小値を示してから再び増加している。S 1 段 1050°C の場合健全部の靱性は S 2 段温度の上昇とともに増加して 910°C で最高値を示してから減少する傾向にあるが、偏析部の靱性は温度上昇とともに減少している。さらに、S 1 段 1100°C の場合健全部の靱性は S 2 段温度の上昇とともに減少するが、偏析部の靱性は増加する傾向にある。しかしながら、いずれの場合にも偏析部の靱性は健全部のそれよりも一段と低い。

S 1 段加熱温度の影響を調べるため、後述の質量効果の検討に使用した試験鋳物の S 2 段加熱温度 880°C を基にして拡散効果、整粒性などを比較した。その結果 Table 4 に示すように介在物の無害化をはかる拡散効果は 1100°C が最もよく、結晶粒は 1000°C が最も細かいが、整粒性は 1050°C がよい。したがって、S 1 段加熱温度としては 1050°C が最良でつぎに低温の 1000°C となる。しかし、高温の 1100°C の加熱は靱性回復に対し

Table 4. Influence of S1 austenitizing temperature when S2 is 880°C.

S1 \ Factor	Diffusion effect to sulphide inclusion	Grain size	Grain uniformity	Summary
1000°C	Pretty effective, but worst of three	Fine grain	Somewhat mixed grain	Bad in diffusion effect and uniformity
1050°C	More effective than 1000°C, but good of three	Almost fine grain	Uniform grain	Good in each factor
1100°C	Most effective, and best of three	Almost fine grain	Somewhat uniform grain	Only mixed grain is unfavorable

Table 5. Influence of S1 austenitizing temperature when S2 is 910°C.

Zone	S1 \ Factor	Diffusion effect to sulphide inclusion	Grain size	Uniformity	Rating
Sound zone	1000°C	A little influence, but good	Better	Good, but prior grain effect	B class
	1050°C	Better	Good	Best	A class
	1100°C	Better	Good	Good, but mixed grain	B class
Segregating zone	1000°C	Bad, insufficient diffusion of dirty zone	Better	Good	B class
	1050°C	Ditto with above	Good	Better	B class
	1100°C	Better	Good	Good	A class

てはあまり効果がない。すなわち健全部に対しては展延性型介在物の拡散効果を期待するよりも細粒性と S 1 段 S 2 段の γ 化温度差を僅少化することで整粒性を期待するほうが好ましい。

S 2 段加熱温度を 910°C にした際の S 1 段加熱温度の影響を比較した結果を Table 5 に示す。介在物の拡散効果に対しては健全部は S 1 段 1050°C でもよいが、偏析部は高温の 1100°C が望ましい。結晶粒からみれば低温の 1000°C が好ましく、整粒性の点では 1050°C がよい。したがって健全部の靱性に余裕が少ないときは低温側へ、偏析部の靱性に重点をおくときは高温の 1100°C を S 1 段加熱温度に選ぶとよい。

3.5 質量効果

3.5.1 鋳放時にできる質量効果

1000 mm ϕ の鋳物の縦断面のサルファープリントを Photo. 2 に示す。Photo. 2 より 65 mm の位置に逆 V 偏析が認められるので、その部分の靱性は Fig. 13 に示すように一段と低下している。全般的に表面より内部への引張り強さ、伸び絞りの変化は C 量の変化と非常によく一致している。

Fig. 14 に表面から内部への成分と介在物の分布を示すが成分的には C 量が表面から 170 mm の位置で低く、中心部では表層部より 0.06% ほど低い。しかし、その

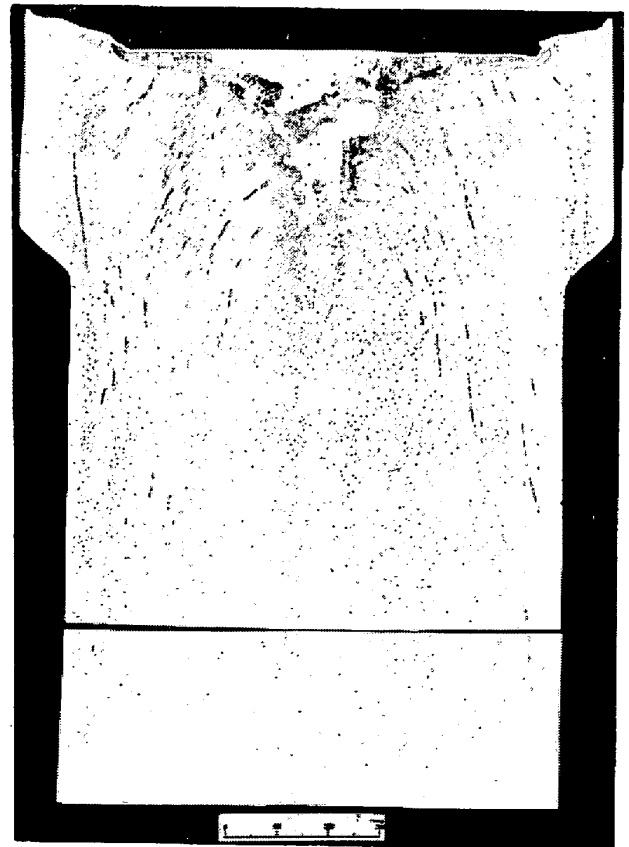


Photo. 2. Sulphur print in longitudinal section of 1000 mm dia. Al-killed steel casting.

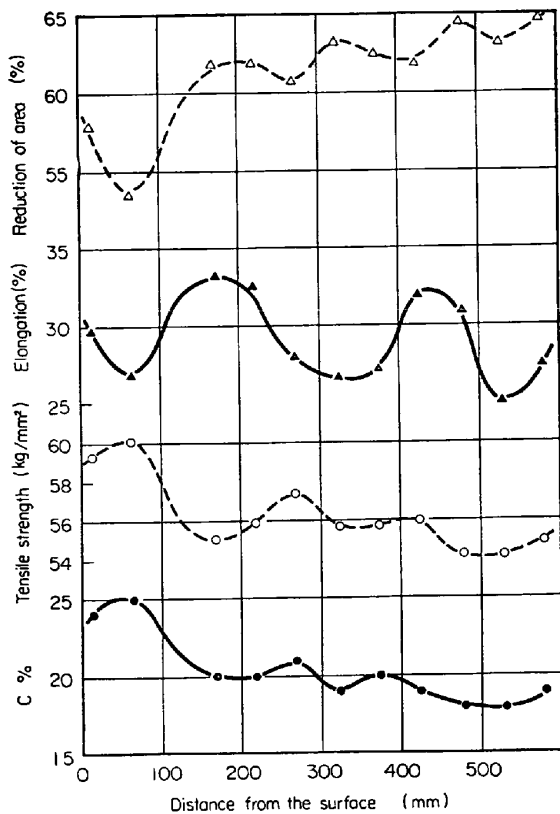


Fig. 13. Change of mechanical properties heat treated in blocks of 150 mm thickness taken from 100 mm dia, casting of Al-killed steel.

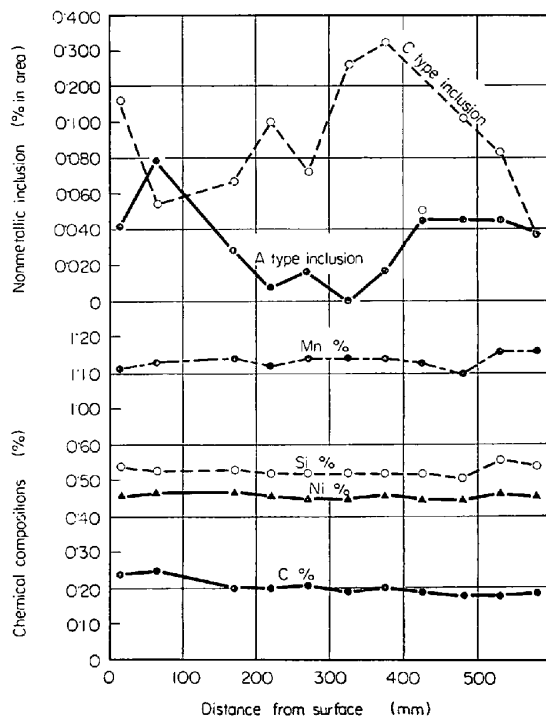


Fig. 14. Distribution of chemical compositions and non-metallic inclusions in 1000 mm dia, casting of Al-killed steel.

他の元素はほとんど偏析を示していない。いつばう、非金属介在物のうち酸化物系 介在物が表面より 325~375 mmの範囲で多く存在するが、Photo. 2 に示す縦断面のサルファープリントから判断して、ちょうど鋼塊の沈でん晶に相当する部分であるためと思われる。以上のように、Ni, Cr などを少量合金した鋳物の鋳放時にできる質量効果は内部と表面のC量の差だけ変化する程度が大きく、鋳込まれた状態での鋳造組織や介在物の影響はゴースト部のような不健全な部分を除けば少ないものと判断される。

3.5.2 熱処理時にできる質量効果

各鋳物の縦断面のサルファープリントはPhoto. 2, 3, 4 に示すように、全般的に比較的良好な内部性状を示している。300, 600, 1000 mm ϕ の鋳物表面の付着試験材を S 1 段加熱温度 1050°C, S 2 段加熱温度 880°C, もどし温度 690°C の重焼準もどしを施して得られる材料試験結果は Table 6 に示すように靱性にはほとんど差が認められない。しかし引張り強さについては 1000 mm ϕ 程度の鋳物になると本体の質量の影響をうけて、やや低下する傾向がある。また 300, 600, 1000 mm ϕ の鋳物の表面からの機械的性質の変化を Fig. 15, 16, 17 に示す。引張り強さの変化はC量の分布と非常によく

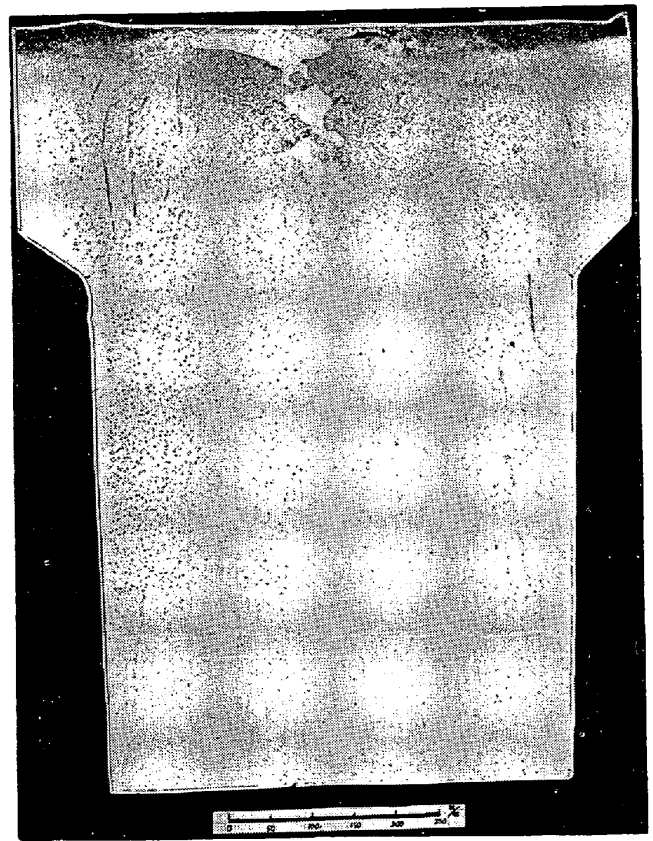


Photo. 3. Sulphur print in longitudinal section of 600 mm dia. Al-killed steel casting.

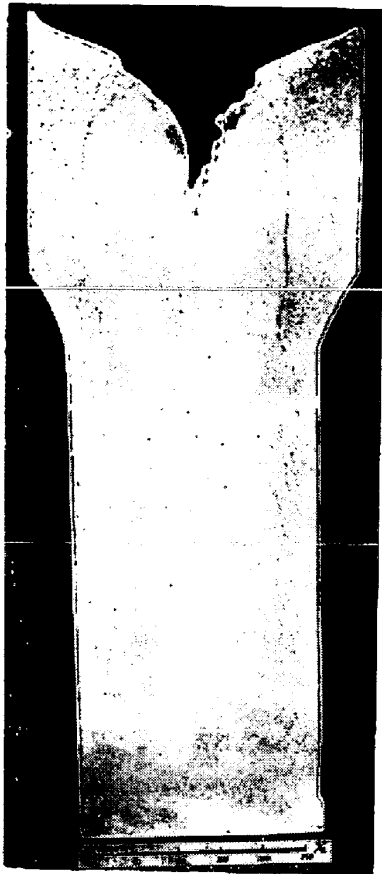


Photo. 4. Sulphur print in longitudinal section of 300 mm dia. Al-killed steel casting.

Table 6. Mechanical properties in test pieces attached to the experimental castings.

Casting to be attached	Yield point (kg/mm ²)	Tensile strength (kg/mm ²)	Elongation (%)	Reduction of area (%)	Charpy impact (2mmU) kgm/cm ²
mm ϕ 300	43.8 42.4	61.1 60.2	29.4 25.0	61.7 48.2	9.1 12.2
600	44.4 44.1	61.2 61.2	30.6 27.9	61.7 63.0	13.0 11.4
1000	48.1 41.5	55.9 59.8	28.6 37.1	62.3 64.1	10.5 10.2

一致しており、300 mm ϕ の鋳物では 56.5~59.5 kg/mm² の範囲で内部ほど低い値を示している。600, 1000 mm ϕ の鋳物ではそれぞれ 57~62, 57~59 kg/mm² の範囲でやはり C 量の分布と同じ変化を示している。引張り強さの値と比較すれば、600 mm ϕ 以上の鋳物表層部と中心部では、それほど大きな差はない場合の一例と考えられるけれども C 量の変化が大きな影響をおよぼしている。また各鋳物の表層部の引張り強さは付着試験材のそれとおおむね同一の値を示している。

それに対して、300 mm ϕ の鋳物の絞りなどの靱性はゴースト部以外内部においても表層部とそれほど大きな

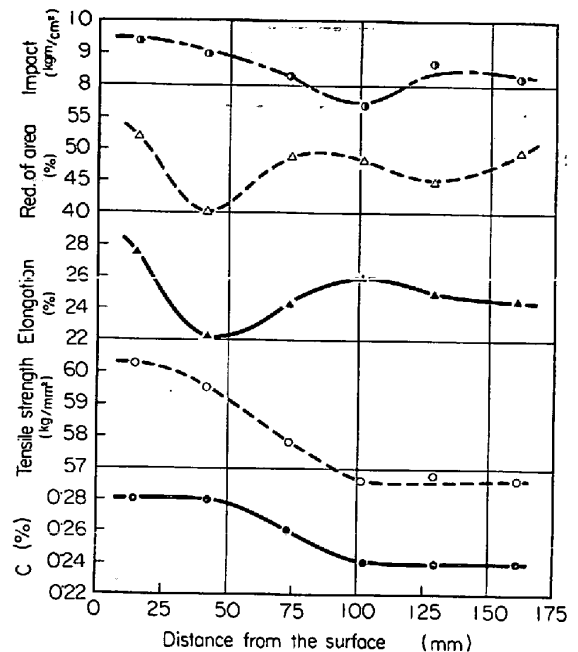


Fig. 15. Mass effect on mechanical properties in 300mm dia, Al-killed steel casting after double normalizing from 1050°C and tempering from 690°C.

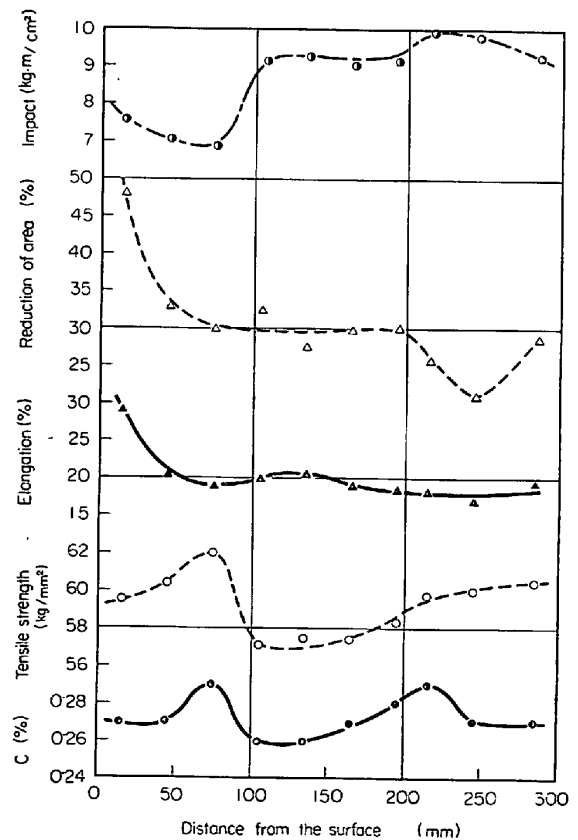


Fig. 16. Mass effect on mechanical properties in 600 mm dia, Al-killed steel casting after double normalizing from 1050°C and 880°C and tempering from 690°C.

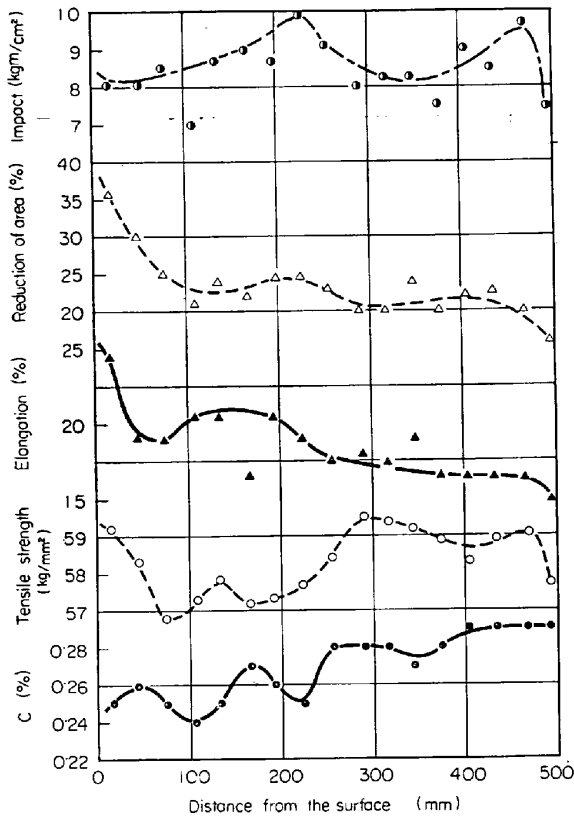


Fig. 17. Mass effect on mechanical properties in 1000 mm dia, Al-killed steel casting after double normalizing from 1050°C and 880°C and tempering from 690°C.

差は認められないが、600、1000 mm ϕ の鋳物では急激に減少している。このように絞りなどの靱性が大きく劣化するの焼準時の冷却速度が鋳物の内部では非常におそくなることによるものと考えられる。たとえば、各鋳物の中心部の絞りと鋳物の肉厚との関係をみると Fig. 18 に示すように鋳物の肉厚が大きくなるほど絞りは直線的に減少していく傾向が認められる。

2 mm 切欠衝撃値はいずれも質量効果の影響をうけずおおむね一定の範囲の値を示している。このように、伸び、絞りの低下は質量効果によるものと考えることができる。

3.5.3 質量効果の検討

以上の結果をもとにして、質量効果を定量的に取り扱うため、便宜上鋳物の各位置で比較的揃った値を示している引張強さで検討した。

まず鋳放状態でできる質量効果については 3.5.1 項より成分偏析に左右される程度が大きいので、Fig. 13 ならびに 14 を用いて筆者らが鍛鋼について提唱したり (2) 式ならびに Table 7 を鋳鋼にも適用して引張強さを計算し実測引張り強さと比較した。

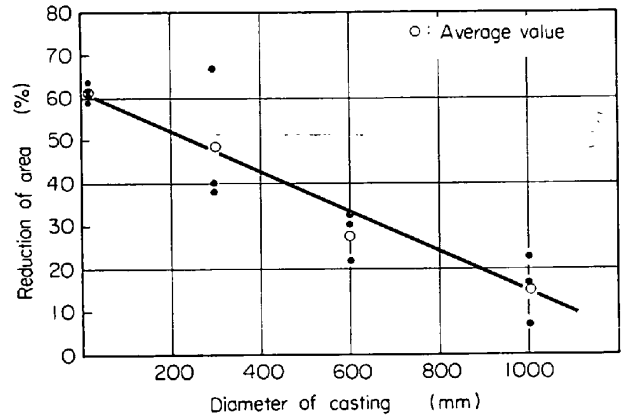


Fig. 18. Influence of thickness on reduction of area at the center of Al-killed castings.

Table 7. Numerical value of constants A_1, A_2, A_3 and A_4 in equation (2).

Constant A_1 : effect of tensile strength

Tensile strength (kg/mm ²)	SF 40, 45	SF 50, 55	SF 60
A_1 (kg/mm ²)	23	21	19

Constant A_2 : effect of cooling rate in normalizing

Cooling condition	Air cool	Fan cool
A_2 (kg/mm ²)	+1	+2~3

Constant A_3 : effect of tempering temperature

Tempering temperature (°C)	600	610	620
A ₃ (kg/ mm ²)	±0	±0	-1

Tempering temperature	630	640	650	660
A ₃ (kg/ mm ²)	-1	-2	-3	-4

Constant A_4 : mass effect

Diameter (mm)	200	300	400	500	600
A_4 (kg/mm ²)	+1	± 0	-1	-2	-3

Calculated tensile strength (kg/mm²)

$$= A_1 + A_2 + A_3 + A_4 + \{C\% \times 100 + (Si - 0.25)\% / 0.05\% + (Mn - 0.5)\% / 0.08\% + (Ni + Cr - 0.30)\% / 0.08\% + (Mo - 0.03)\% / 0.03\%\} \dots \dots \dots (2)$$

ただし A_1 : 引張り強さのある規格範囲で決まる定数, A_2 : 焼準時の冷却速度で決まる定数, A_3 : 焼もどし温度で決まる定数, A_4 : 質量効果を表わす定数である。

その結果 Fig. 19 に示すようにパラッキ 2 kg/mm² 以内で比較的良好一致し、鍛鋼と同様に鋳鋼にも (2)

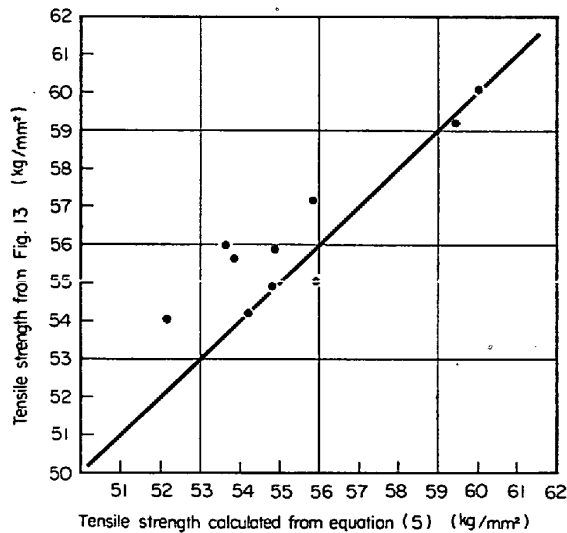


Fig. 19. Correlation between the measured tensile strength and the tensile strength calculated from equation (2).

式を適用して引張り強さを推定できることを確認した。したがって、Fig. 15, 16, 17の実測した引張り強さと各位置の化学成分から(2)式ならびに Table 7 を用いて計算した引張り強さとの差を次式に示すように ΔTS として質量効果とすることができる。

$$\Delta TS = \sigma_{cal} - \sigma_{obs} \text{ (kg/mm}^2\text{)} \dots \dots \dots (3)$$

ただし σ_{cal} : (2)式において A_4 を考慮に入れないで計算した引張り強さ, σ_{obs} : 実測した引張り強さである。たとえば, 材質を SF 55 相当として A_1 は 21 kg/mm^2 , 冷却速度 (A_2) はファン冷却として $+2 \text{ kg/mm}^2$, 焼もどし温度 (A_3) は 690°C として外挿すると -7 kg/mm^2 , 質量効果 (A_4) は鋳鋼の場合鍛鋼と異なると考えられるので未知数 ΔTS として, その値を検討した。1000 mm ϕ の鋳物の表面から中心までの距離率 D ($=$ 表面からの距離 $\div$ 鋳物の肉厚 $\times 100\%$) と ΔTS との関係は Fig. 20 に示すように, 直線関係が認められ中心に近くなるほど ΔTS は大きくなる。それに対して 300, 600 mm ϕ の鋳物では直線関係は認められず, ある一定範囲の距離率には ΔTS を一定と考える段階的な質量効果の定数を適用することができる。すなわち, つぎのような質量効果の定数が得られた。

$$\begin{aligned} 300 \text{ mm } \phi \text{ 鋳物 } D \leq 20\% \quad \Delta TS &= 3.7 \text{ kg/mm}^2 \\ 20 < D \leq 50\% \quad \Delta TS &= 1.6 \text{ kg/mm}^2 \\ 600 \text{ mm } \phi \text{ 鋳物 } D \leq 25\% \quad \Delta TS &= 2.7 \text{ kg/mm}^2 \\ 25 < D \leq 50\% \quad \Delta TS &= 5.3 \text{ kg/mm}^2 \end{aligned}$$

また各鋳物の中心部の質量効果 ΔTS と鋳物の肉厚との間には Fig. 21 に示すような関係が認められた。それによると質量効果が 0 になる肉厚は 200 mm で鍛鋼より

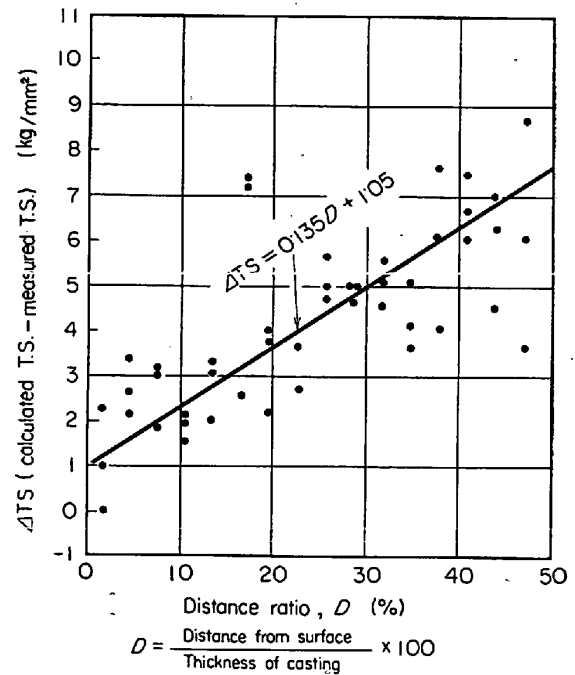


Fig. 20. Mass effect factor at each position in 1000 mm dia. casting of Al-killed steel.

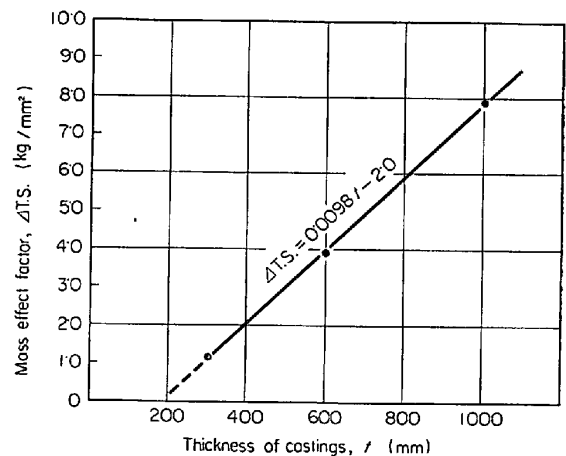


Fig. 21. Correlation between thickness of castings and mass effect factor at the center of Al-killed steel castings.

100 mm 小さく, それだけ鋳物の質量効果が大きく影響していることを示している。以上の実験結果から, 各種の熱処理, 化学成分について ΔTS を求めておけば, これと距離率 D との関係から各種肉厚についての質量効果がわかり (5) 式より引張り強さが求まることになる。

4. 結 言

大型鋳鋼の靱性ならびに質量効果について工業的規模で 2, 3 の検討を行なった。その得られた結果を要約するとつぎのようになる。

1) 粗粒鋼, 細粒鋼とも重焼準より単焼準よりも細

粒となる。単焼準時の粗粒化開始温度は高 Al 含有の細粒鋼では 1050°C, 低 Al 含有の粗粒鋼では 1000°C と考えることができる。

2) 単焼準時低温側で得られる混粒は鑄造時の結晶粒の影響と思われる一次混粒で、高温側で得られる混粒は粗粒化したものと粗粒化しきれずに残存するものによる二次混粒と考えられる。重焼準時の一次混粒は前歴混粒中の粗粒と後続処理で期待される結晶粒との差が大きいためと思われる。

3) 鋳鋼材の靱性は一般に単焼準より重焼準により改善されるが、粗粒化が発生し始めるときにみられる混粒は靱性をそこなう。

4) 大型鋳鋼材の健全部およびゴースト部の靱性に対する拡散焼鈍の影響をみるに健全部は 1000~1050°C の低温側、ゴースト部は 1100°C の高温側が効果的である。したがって工業的に考える場合、要求される鋼材の靱性値により、健全部の靱性に余裕が少ないときは低温側へ、逆に非健全部の靱性に重点を置くときは高温側の拡散焼鈍条件を選ぶことになる。

5) 大型鋳鋼において、鑄造時にできる質量効果は本試験のように Ni, Cr を少量合金した鋳鋼材では C 量が最も鋭敏に影響を与える。

6) 熱処理時にできる質量効果として 300 mm ϕ の鋳物の内部の靱性はほとんど低下しないが、600 mm ϕ 以上の鋳物では急激に減少する。各種の熱処理、化学成分について ΔTS を求めておけば、これと距離率 D との関係から各種肉厚についての質量効果がわかり (5) 式より引張り強さが求まることになる。

終りにこの論文の発表を許可された(株)日本製鋼所室蘭製作所所長鍵和田暢男氏、副所長館野万吉氏、ならびにご指導を賜った同所研究所長前川静弥氏、中川義隆氏らに敬意を表するとともに、試験に協力された同所熱処

理課柳本竜三、同所鋳鋼課小林啓二、同所研究所竹林朝雄の諸氏に感謝の意を表する。

文 献

- 1) 小田, 深町, 柳本: 鉄と鋼, 52 (1966), p. 719
- 2) 小田, 柳本: 鉄と鋼, 51 (1965), p. 2094
- 3) 小田, 柳本: 鉄と鋼, 51 (1965), p. 2096
- 4) 小田, 柳本: 鉄と鋼, 52 (1966), S. 70
- 5) 小田, 柳本: 鉄と鋼, 52 (1966), S. 71
- 6) 鈴木, 浮橋: 鉄と鋼, 44 (1958), p. 341
- 7) 鈴木, 浮橋: 鉄と鋼, 43 (1957), p. 271
- 8) N. CHVORINOV: Fndry. Trade J., (1939), Aug. 10, p. 95
- 9) F. EISERMANN: Giesserei, 51 (1964) 1, p. 1
- 10) R. J. AHEARN: Modern Castings, 46 (1964), p. 435
- 11) C. W. BRIGGS: Trans. Amer. Soc. Metals, 26 (1937), p. 367
- 12) J. F. WALLACE, J. H. SAVAGE and H. F. TAYLOR: Trans. Amer. Found. Soc., 59(1951), p. 223
- 13) J. PHILIBERT: Rev. Metall., (1959), Feb. p. 121
- 14) J. PHILIBERT: Rev. Metall., (1959), July. p. 187
- 15) J. PHILIBERT: Rev. Metall., (1960), Apr., p. 291
- 16) M. C. FLEMINGS and H. F. TAYLOR: Trans. Amer. Found. Soc., 68 (1960), p. 347
- 17) D. A. COLLING, P. J. AHEARN and M. C. FLEMINGS: Trans. Amer. Found. Soc., 70 (1962),
- 18) G. W. FORM and J. F. WALLACE: Trans. Amer. Found. Soc., 67 (1959), p. 65
- 19) De Sy: Modern Castings, 46 (1964), p. 142
- 20) 学振19委: 鋼のオーステナイト結晶粒度測定方法 昭 (39) 丸善