

オーステナイト残留による収縮、残留オーステナイトのマルテン化による膨張、マルテンサイト分解による収縮などが合成されたものである。それゆえ鍛造太物材からの採取方向や位置によつて、同一熱処理条件でもその変形率の様相が異なるのは、鋼材中に存在する各合金元素、炭化物等の偏析、鍛錬による炭化物の流れの差等が起因すると思われる。これによつて、残留オーステナイトの多寡、マルテンサイト比容積の差、マルテンサイト分解反応の相違等が生ずるからである。Photo. 1~3 に顕微鏡組織の一例を示す。やや炭化物の分布を異にするように見えるが、明瞭な差は認められない。なお、Table 3 に以上の結果をまとめて標準熱処理温度における変形率を示した。

#### IV. 結 言

以上の結果を要約すれば次のごとくである。

(1) HDCおよびCRDにおいては熱処理による長さおよび直径の変形率とも一般に鍛伸方向の方が直角方向よりも大きい。

(2) SGTについては、長さの変形率は直角方向の方が大きく、直径の変形率は鍛伸方向の方が大きい。

そしてその傾向は中心部より円周部から採取した方が大である。

最後に本実験に協力された日立金属冶金研究所、田中和夫所員に深謝する次第である。(昭和32年5月寄稿)

## 混粒に関する研究 (I)\*

鋼質におよぼす混粒の影響について (その1)

益 子 美 明\*\*

### STUDIES ON DUPLEX-GRAIN STRUCTURES OF AUSTENITE (I)

#### Effect of Duplex-Grain Structures on Properties of Steel (Part-1)

*Yoshiaki Masuko*

##### Synopsis:

The duplex-grains of austenite were divided into the "uniform duplex-grains" and the "non-uniform duplex-grains" with regard to its grain distribution pattern and the "duplex-grains in the McQuaid-Ehn grain size" and the "duplex-grains in actual grain size" with regard to the method of revealing them. Thus the effect of duplex-grain structures on properties of steel was studied quantitatively.

Carbon steels with 0.30, 0.70, 1.00% C and Ni-Cr-Mo case hardening steels with 0.20% C were used, and with most of these steels impact transition characteristics was investigated systematically, but with some steels tensile properties were also investigated.

Results of these investigations and some considerations are summarized as follows;

(1) Steels of the "non-uniform duplex-grains" in the McQuaid-Ehn grain size present similar duplex-grain structures also in actual grain size. Steels of the "uniform duplex-grains" in the Mc-Quaid-Ehn grain size, on the other hand, do not always develop duplex-grain structures in actual grain size, but ordinarily present fine-grained structures in it, unless its austenitizing conditions are so high temperature and so long time.

(2) Strength and ductility of steels are strongly influenced by their grain distribution pattern in the actual grain size; steels of higher degree of duplexity have lower strength and ductility and steels of the "non-uniform duplex-grains" have much less strength and ductility than those of the "uniform duplex-grains".

(3) Steels of the "non-uniform duplex-grains" in the McQuaid-Ehn grain size, therefore, are most undesirable with regard to strength and ductility, and steels of the "uniform duplex-grains" in the McQuaid-Ehn grain size, on the contrary, have ordinarily almost same degree of strength and ductility in actual heat treating conditions as that of steels of "fine-grains" in the McQuaid-Ehn grain size.

\* 昭和 31 年 4 月, 本会講演大会にて発表 \*\* 住友金属工業株式会社 製鋼所

(4) The cause of these effects of duplex-grain structures on properties of steels is to be supposed as follows; duplex-grains produce heterogeneously aggregated structures and so make the strain distribution in steels more non-uniform. Especially these effects are more emphasized in "non-uniform duplex-grains".

(5) McQuaid-Ehn test has in general much importance in giving the indication of grain size control effects of a given steel and its grain size characteristics as well as has practical consequence in carburizing steels.

## I. 結 言

オーステナイト結晶粒度が鋼の諸性質におよぼす影響については従来より幾多の研究論議がなされており<sup>1)2)</sup>, 両者の関係は可成り明瞭にされているが, 大部分は細粒鋼と粗粒鋼の比較に関連するもので, 細粒と粗粒の混合した混粒鋼については二, 三の報告<sup>3)4)5)</sup>があるにすぎずほとんど明らかにされていない。

しかし, 混粒は俄国一博士<sup>6)</sup>, 三井三郎博士<sup>7)</sup>が指摘しておられるごとく, 製鋼作業特に脱酸, 造塊の諸条件に関連し, これが鋼質との関係ならびにその発生原因の究明は優良な鋼の製造上きわめて重要な意義を有するものと考えられる。

けだし, 一概に混粒と言つても, 細粒と粗粒の混合形態のいかんによつては細粒と粗粒が比較的均一に混合したものと両者がそれぞれ集団化して偏つた分布を示すものゝ二種が考えられる。いま便宜上前者を“混在型の混粒”, 後者を“偏在型の混粒”とすれば, “混在型の混粒”と“偏在型の混粒”とは自らその発生原因と鋼質におよぼす影響を異にするであろうし, 混粒を取扱う場合には当然両者を区別して考える必要がある。また混粒と鋼質の関係を検討する場合には, いわゆる滲炭粒度における混粒と熱処理粒度(または実際粒度)における混粒の影響を分けて考える必要がある。このような考慮を払うことによつて初めて鋼質におよぼす混粒の影響が明確になり, また混粒の発生原因の究明も可能になるものと考えられる。また従来提案されていた混粒の測定ないし表示法<sup>8)9)10)</sup>も初めて実際的な意義を有するにいたるであろう。

本研究は以上の見地に立つて混粒を眺め, 数種の鋼を対象として定量的な検討を行ない鋼質におよぼす混粒の影響を明確にしたものである。

なお, 鋼質を評価するものとしては, 最近各方面から関心を払われている衝撃遷移特性<sup>11)~13)</sup>を主としたが, 一部の鋼については引張り性質についても系統的な検討を加えた。

## II. Ni-Cr-Mo 肌焼鋼の衝撃遷移特性 におよぼす混粒の影響

供試鋼は 10 t 塩基性電気炉で熔製, 500 kg 鋼塊に铸込み 15 mm 角に鍛伸, 圧延した Ni-Cr-Mo 肌焼鋼でその化学成分および結晶粒度は Table 1 に示すごとく前述の研究目的を考慮して, ほぼ同一の化学組成成分を有し結晶粒度形態の異なる 4 熔解を選んだ。すなわち供試鋼 A は滲炭粒度で 2.8 (偏在型混粒), 供試鋼 B は 6.5 (細整粒), 供試鋼 D は 4.0 (混在型混粒), 供試鋼 E は 1.5 (粗整粒)を示す。

各供試鋼素材を 925°C × 1 h → 空冷後粒度試験片を採取し, 滲炭温度を 850~1200°C に変化させて(加熱時間は 6 h に一定)オーステナイト結晶粒の成長特性と混粒の変化を調べた。その方法は前報<sup>20)</sup>におけると同様であり, Lineal analysis により各結晶粒の截片長を測定し統計的手法により平均粒度および混粒度を求めた。その結果は Fig. 1 に示すごとく, 供試鋼 A はいわゆる漸進成長型的な成長特性を示すが混粒度は 850°C × 6 h からすでに相当大なる値を有し, これは ~1200°C × 6 h にわたつてあまり変化しない。これに対し供試鋼 B, D にいわゆる突然成長型の成長特性を示し, その成長段階

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

Mark	Chemical composition										Austenite grain size G <sub>c</sub> (925°C ×6h)	Remark
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Sol. Al		
A	0.18	0.20	0.52	0.008	0.006	0.16	1.76	0.49	0.24	0.005	2.8	Duplex-grained steel ("non-uniform")
B	0.18	0.20	0.53	0.009	0.010	0.19	1.68	0.52	0.27	0.025	6.5	Fine-grained steel
D	0.18	0.21	0.53	0.009	0.009	0.17	1.71	0.50	0.27	0.009	4.0	Duplex-grained steel ("uniform")
E	0.17	0.20	0.53	0.008	0.007	0.19	1.75	0.51	0.24	0.003	1.5	Coarse-grained steel

で急速な結晶粒の成長に伴って混粒度が急増している。しかし成長段階を過ぎると混粒度はまた減少する。すなわち突然成長段階で最大の混粒度を示す。最後に供試鋼 E は典型的な漸進成長型の成長特性を示し、その混粒度は供試鋼 B, D の整粒域とほぼ同等の値で 850~1200°C × 6h にわたってあまり変化しない。

Fig. 2 は加熱条件 925°C × 6h における結晶粒体積数分布で、供試鋼 A では細粒と粗粒がそれぞれ集団化

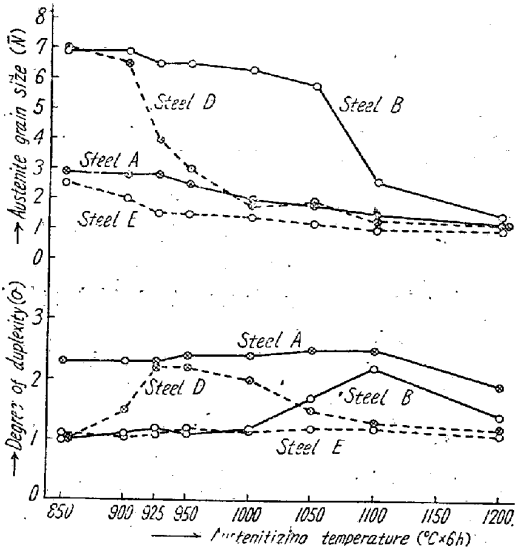


Fig. 1. Grain growth characteristics of steels investigated:

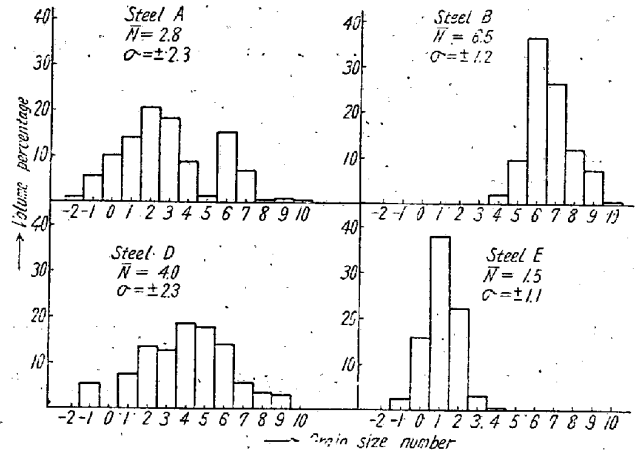


Fig. 2. Grain distributions at 925°C × 6h in steel investigated.

して分布し、供試鋼 D では両者が比較的均一に混合した分布を示し、供試鋼 B および E ではそれぞれ細粒および粗粒が整一に分布しているのがわかる。但し供試鋼 B でもその突然成長段階、例えば 1100°C × 6h では供試鋼 D の 925°C × 6h の分布と同様の分布形態を呈する。Fig. 3 は粒度分布の代表例を示す写真で、供試鋼 A では細粒と粗粒がそれぞれ集団化し層状を呈して分布しているのが認められる。これが Fig. 2 に見るとき複峰型の分布を呈せしめる原因と考えられ、いま Fig. 2 の供試鋼 A について、簡単のため粒度番号 5 を境としこれ

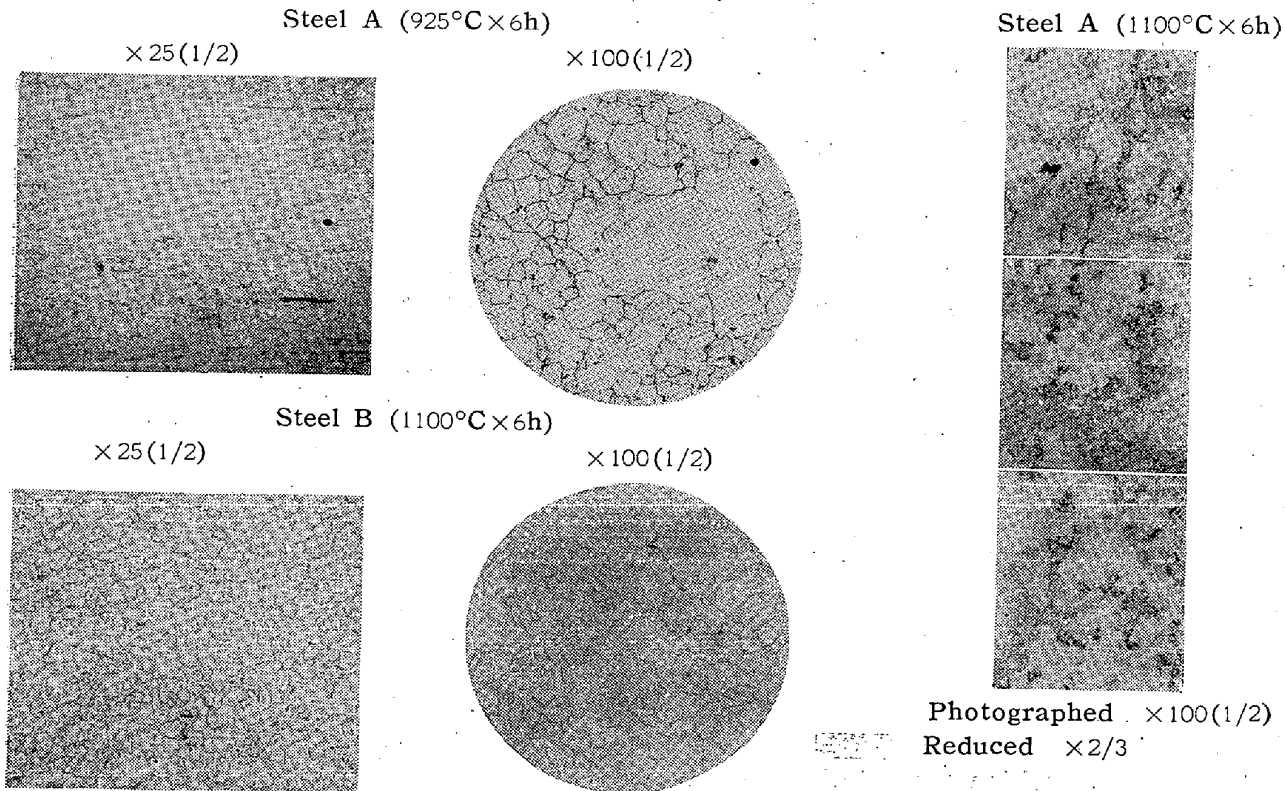


Fig. 3. Some examples of duplex-grain structures in Ni-Cr-Mo case hardening steels (Etched in alkaline sodium picrate)

以上を細粒域、これ未満を粗粒域としてそれぞれの分布から前述同様の方法で平均粒度番号 $\bar{N}$ と混粒度 $\sigma$ （細粒には $f$ 、粗粒には $c$ の綴字を附す）を求めれば

$$\bar{N}_f = 6.3, \sigma_f = 0.6$$

$$\bar{N}_c = 1.8, \sigma_c = 1.4$$

の二つの分布に分けられ、それぞれの体積分率の割合は細粒域 23.2%、粗粒域 76.8% となる。

1. 滲炭粒度の混粒と衝撃遷移特性

前記供試鋼素材を 925°C × 1h → 空冷後、片側 0.25 mm の仕上代を残して粗仕上したシャルピー試験片を多数作製し、脱炭を防止しつつ下記の熱処理を行ない正規の寸法に仕上げた。但し切欠はV型（アイゾット溝）とした。

焼入：850°C × 1h → 水冷、

焼戻：150°C（油中）× 1h → 空冷

衝撃試験温度は 150, 100, 25, 0, -30 および -70 °C の6条件とし、その温度の恒温浴中に 30mn 保持後取出して試験した。破断までの所要時間は 4s 以内でその間の温度変化は無視した。なお同一試験条件のものについて5箇宛試験した。使用した試験機の容量は 30 kg-m で、衝撃速度は約 4.7 m/s である。

なお、各供試鋼について試験片残材をさらに 550°C × 1h で焼戻し、焼入条件下（850°C × 1h）の粒度を焼入—焼戻法<sup>21)</sup>で現出し、前記同様の方法で平均粒度および混粒度を求めた。

以上の実験結果を図示したものが Fig. 4 で、同図には図示の遷移曲線から求めた  $Tr_{15}$  すなわち 15ft-lbs (2.6 kg-m/cm<sup>2</sup>) 遷移温度<sup>12)13)</sup> と試験片の平均硬度

( $R_c$ ) も併記した。供試鋼Aは衝撃値が最も低く、遷移温度が最も高い。供試鋼BおよびDは共に衝撃値が最も高く、遷移温度が最も低い。また供試鋼Eはそれらの中間の衝撃値と遷移温度を有する。

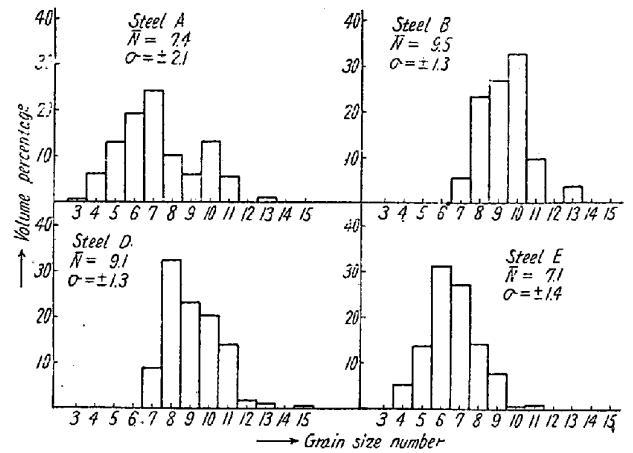


Fig. 5. Grain distributions at 850°C × 1h in steels investigated.

Fig. 5 は 850°C × 1h における各供試鋼の粒度分布でこれを Fig. 2 と対比すればわかるごとく、全体として平均粒度は細くなっているが、供試鋼Aは依然として“偏在型の混粒”形態を呈していること、供試鋼Dは微細な整粒で供試鋼Bとほとんど同一の粒度形態を呈することおよび供試鋼Eは供試鋼B、Dに比して粒度番号で約2位粗いことが注目される。従つて上述の衝撃遷移特性の変化は明らかにこれら粒度形態の差異に基くものであつて、滲炭粒度の混粒はそれが“偏在型の混粒”であれば、例えば 850°C × 1h の加熱条件下でも“偏在型の混粒”形態を呈するために鋼の強靱性をいちぢるしく害するものであり、それが“混在型の混粒”であれば必ずしも（このことは次項2によつてさらに明確になるが）鋼の強靱性を害するものではなく例えば 850°C × 1h では細整粒を呈するため、滲炭粒度の細整粒のものと同様、粗整粒のものよりはむしろ大なる強靱性を有することが結論される。

2. 熱処理粒度の混粒と衝撃遷移特性

前記供試鋼中 A, B につきその素材を 925°C × 1h → 空冷後、前項1と同様な方法で -70~150 °C 間の衝撃試験を行なつた。但しこの場合の熱処理条件は次の通りである。

(炉冷)

焼入：850~1200°C × 6h → 850°C × 1/4 h → 水冷 (850°C × 6h の場合はそのまま直に水冷)  
 焼戻：150°C (油中) × 1h → 空冷

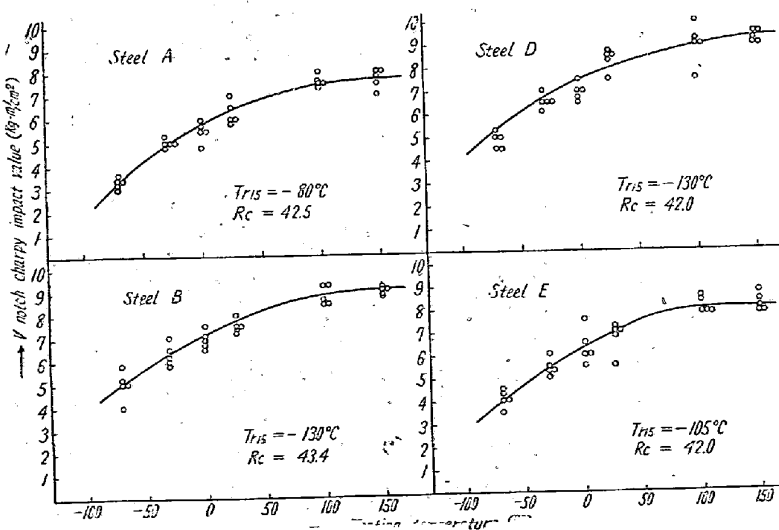


Fig. 4. Impact transition characteristics of steels investigated (850°C × 1h quenched, 150°C × 1h tempered)

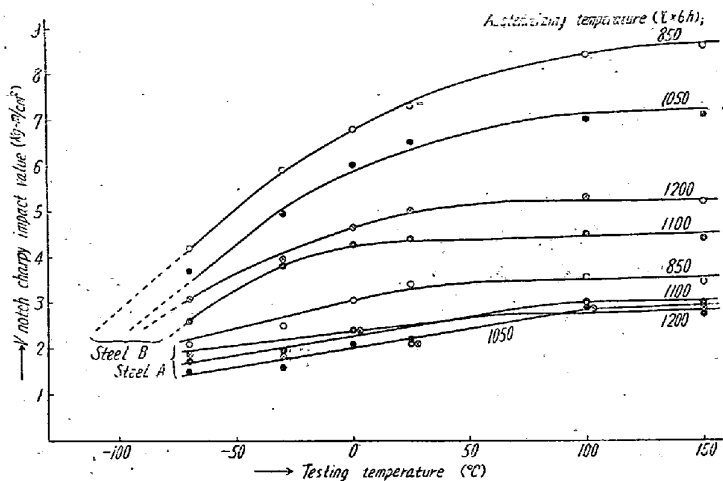


Fig. 6. Impact transition characteristics of steels investigated in various austenitizing temperature.

すなわち焼入温度を 850°C に一定し、それ以前の加熱温度を 850~1200°C (×6h) に変化させて熱処理粒度における混粒の影響を系統的に求めようとしたものである。但しこの場合加熱条件による均質化の相異の影響が考えられるので、925°C × 1h → 空冷後の素材について焼入前に 850°C × 6, 8, 10h および 850, 950, 1100°C × 6h → 空冷の焼準処理を施し、しかる後に 850°C

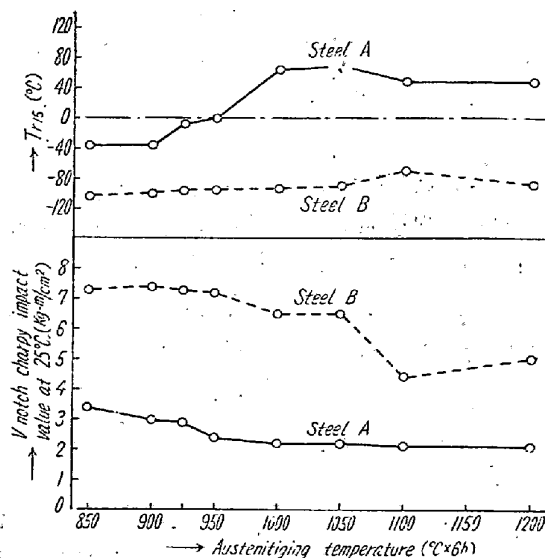


Fig. 7. Relation between austenitizing temperature and impact transition characteristics of steels investigated.

× 1h → 水冷, 150°C × 1h → 空冷の調質処理を行なつて常温のV型切欠シャルピー衝撃試験を行なつてみたが、両供試鋼共にこれら焼入前処理の影響はほとんど認められなかつた。したがつて上記実験においては結晶粒度形態の影響を充分評価しうるものと考えられる。

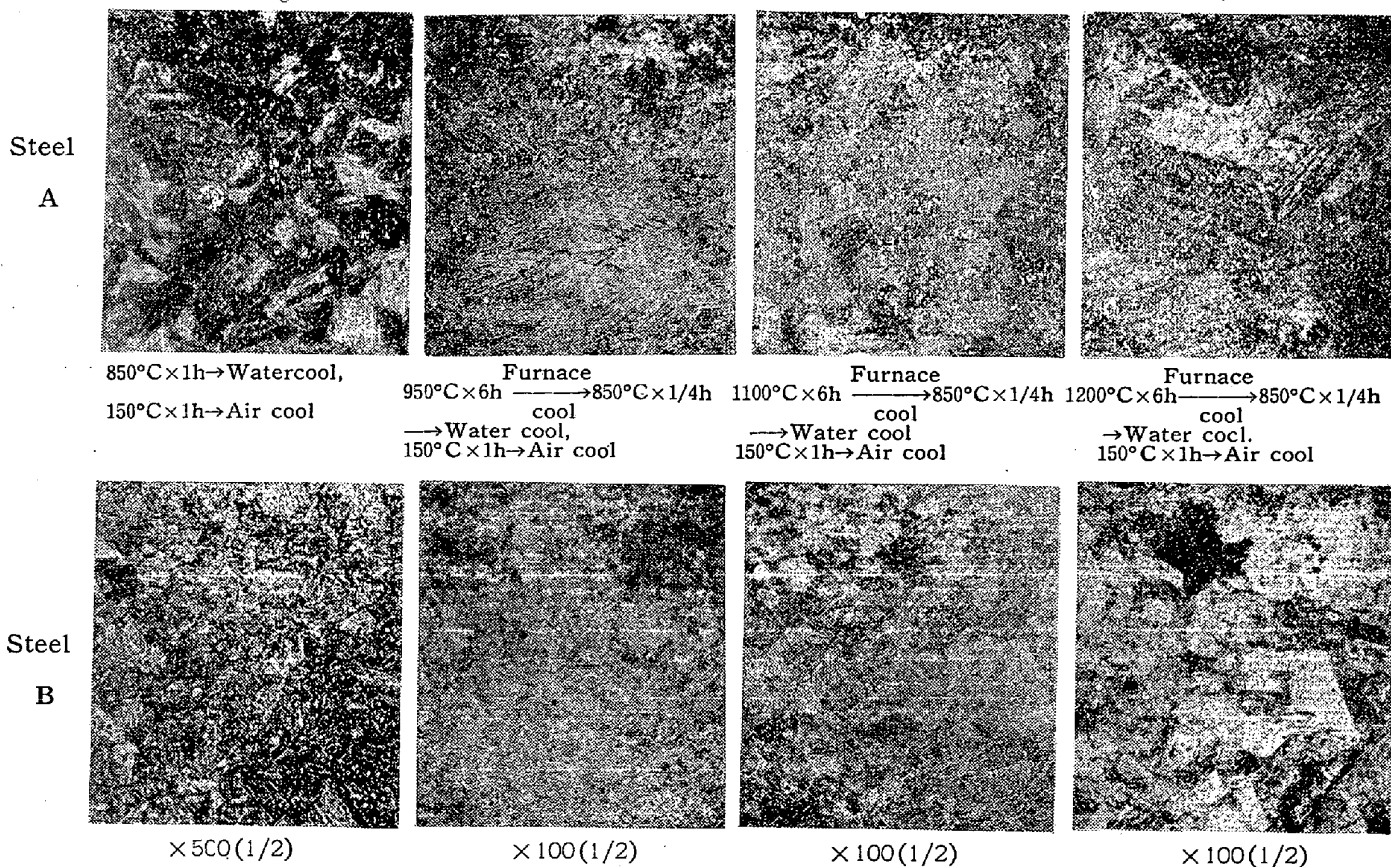


Fig. 8. Some examples of microstructures in Ni-Cr-Mo case hardening steels. (Etched in 5% picral)

なお、前記実験における供試鋼 A, B の焼戻後の硬度を測定したが、その値は A では Rc 40~42, B では Rc 41~42 で焼入前加熱条件による硬度の変化は認められなかつた。

Fig. 6 は各試験条件についての 5 箇の測定値の平均によつて求めた遷移曲線の代表例であり、前項 1 と同様にして  $Tr_{15}$  を求め、これにおよぼす焼入前加熱温度の影響を示したものが Fig. 7 である。なお同図には参考のため常温における衝撃値の変化も併示した。

以上の実験結果を Fig. 1 と対比すればわかるように衝撃遷移特性がその粒度形態と密接な関係を有し、同等の混粒度で比較した場合平均粒度の粗大なる程衝撃値は低く遷移温度は高い。また同等の平均粒度で比較した場合混粒度の大なる程衝撃値は低く遷移温度は高い。特に注目されることは 850~1200°C の全加熱温度範囲にわたつて供試鋼 A は供試鋼 B に比しいちじるしく衝撃値が劣り且つ遷移温度が遙かに高いことおよび供試鋼 B では 1050~1100°C の突然成長段階で“混在型の混粒”を呈すると共に衝撃値の低下と遷移温度の上昇を示すことである。先に前項 1 で滲炭粒度で“混在型の混粒”を呈す

るものは、例えば 850°C×1h で焼入をする場合この加熱条件下で混粒を呈さなければ強靱性は害されないと述べたが、以上の実験結果から明らかなごとく、さらに高温、長時間の、例えば 1100°C×6h のごとく供試鋼 B の突然成長段階に相当する加熱条件から焼入をすれば明らかに強靱性が害されている。すなわち“混在型の混粒”はそれが熱処理粒度に現われれば鋼の強靱性を害することが結論される。これに対し供試鋼 A に見るごとき“偏在型の混粒”は Fig. 1, Fig. 2 および Fig. 5 からわかるごとくほとんど全部の加熱条件下で混粒形態を呈するためいちじるしく強靱性を害することが結論される。

Fig. 8 は前項 1 および本項の衝撃試験に供した試料の中代表的なもの、顕微鏡組織で、特に供試鋼 A は粗大かつ不均一な組織構成を有することが注目されるであろう。

なお前述来の衝撃遷移特性の変化は衝撃破面においても特徴的な様相で認められるところである。(続く)  
(昭和32年5月寄稿)

## ウラニル塩水溶液による 18-8 ステンレス鋼の腐食の研究†

黒柳 喬\*・篠田 暲\*・橋口隆吉\*\*・伊藤伍郎\*\*\*

### STUDIES ON CORROSION OF 18-8 STAINLESS STEELS FOR URANYL SALT SOLUTIONS

*Takashi Kuroyanagi, Noboru Shinoda,  
Ryukiti Hasiguti and Goro Ito*

#### Synopsis:

For installation of a solution-type reactor, the authors investigated on the selection of various types of home-made stainless steels for manufacture of tanks and pipings of the above mentioned reactor.

In consequence, most of corrosion conditions showed satisfactory results within the corrosion rate which is permissible for materials to be used for the ordinary reactor. The corrosion resistance of the parts in contact with the uranyl salt solution in the reactor was found to be more satisfactory if they were used, after they had been immersed in the solution for 1 to 3 days and washed away beforehand.

† 昭和 32 年 1 月第 1 回原子力シンポジウムにて発表

\* 日本特殊鋼管株式会社 \*\* 東京大学教授工博 \*\*\* 株式会社 科学研究所