

単独であつたが、中に FeS の混在する丸鋼もかなりあつた。この FeS の存在は $\text{FeS} + \text{Mn} \rightleftharpoons \text{MnS} + \text{Fe}$ 反応の不平衡によるものと考え、加熱に関する実験を行つた所、リムド鋼中の FeS は加熱により MnS に変化することが判つた。Black spots 中に FeS が存在することは black spots が欠陥となるための必ずしも決定的な要素ではないが、Sulphide inclusion が FeS の場合には MnS の場合よりも更に加工性が悪化することが考えられ、加熱による FeS \rightarrow MnS 変化の現象はリムド鋼の熱間加工性の観点より加熱が極めて意義あることを示すものである。

以上第1報、第2報の結果を総合して熱間加工性の良好なリムド鋼を得るためには、次の手段を講ずる必要があることが判る。

- ① 硫黄の絶体値を下げること。
- ② 偏析を出来るだけ少くし、コア内部における black spot をなくすること。
- ③ マンガンの量を出来るだけ高くし、black spots

部における Mn/S の値を出来るだけ高くすること。

④ 加熱条件に注意し FeS を完全に MnS に変化させること。

最後に FeS \rightarrow MnS 変化に関し、有益な御教示を賜つた名古屋大学佐野教授に対し厚く感謝する。

(昭 29—8 月寄稿)

文 献

- 1) 池島, 森島: 鉄と鋼, 41(1955) No. 1 p. 17~22.
- 2) A. Niedentahl: Arch. Eisenh., 3 (1929/30), S. 79
- 3) A. McCance: I. & S. Inst., Symp. Steel-making, (1938), p. 331
- 4) 柴田: 金属の研究, 3 (1926) p. 403
- 5) J. H. Whiteley: 7th Rep. Hetero. Steel Ingots, I. & S. Inst., Spec. Rep., No 16 (1937), p. 23
- 6) J. H. Whiteley: Jour., I. & S. Inst., (1941) No. 2 p. 9

オーステナイト結晶粒の成長性に関する二、三の観察*

河 井 泰 治**・益 子 美 明**

SOME OBSERVATIONS ON GRAIN GROWTH CHARACTERISTICS OF AUSTENITE

Taiji Kawai and Yoshiaki Masuko

Synopsis:

As the first stage of a study on grain size controll in steel-making plant, the authors observed experimentally some problems as stated below, mainly from the view point of grain-growth characteristics of austenite:

(i) Change of grain size and grain-growth characteristics during melting and teeming practice,

(ii) Relation of grain size and grain-growth characteristics between a ladle sample and a finished product of the same heat,

(iii) Dependence of grain-growth characteristics upon the degree of duplication of grains.

Results obtained were as follows:

(1) In the case of melting of medium-carbon Cr-Mo steel in a basic electric arc furnace, as the reducing proceeds, austenite grains became finer and more uniform, and the coarsening temperature rose. And by the addition of Al, anstelite grains became finer and the coarsening temperature rose higher, but as the time passed on, the coarsening temperature fell.

(2) In the case of 0.3% C (Al-killed) steel and Ni-Cr-Mo case-hardening steel, a finished product had nearly the same grain-growth characteristics as a ladle sample, and at 925°C both had the equal grain-size. But in the duplex-grained steel, a finished product had coarser

* 昭和 29 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, 技術部研究課

grain and lower coarsening temperature than a ladle sample.

(3) In the case of Ni-Cr-Mo case-hardening steel, it was quantitatively derived by means of Dr. T. Akutagawa's method that the degree of duplication becomes maximum in the course of abrupt coarsening of austenite.

(4) It was recognized that austenite grain size had a close connection with the acid-soluble Al in steel and that when the percentage of the acid-soluble Al rose beyond 0.020, the grain size in every kinds of steel stated above became finer (No. 6~No. 7 of McQuaid-Ehn Grain Size Number).

(5) Some considerations on the relation of the cause of duplex-grain formation to the primary segregation, and the grain-coarsening curve were given.

I. 緒言

オーステナイト結晶粒度の顕出及び表示法については既に昭和15年に学振19小委員会において標準的方法が制定されているが粒度調整については最近漸くその定量化が製鋼工場における切実な問題となつてきた。

ところで学振法による場合は925°Cにおける粒度のみを観察しているため、たとえその温度における粒度が同一であつても鋼種、精錬条件、試料採取方法及び後続熱処理加工等の如何によつては結晶粒の成長性が異なるため他の温度においては必ずしも同一の粒度を示さないことが寧ろ当然といえよう。

又混粒については俄国一先生¹⁾が強調された如く鋼質と密接な関係があり、筆者の一人も先に初期的な観察を報告した²⁾如く混粒は一次偏析に基くものと突然成長に基くものと二つの要因がそれぞれ単独に或いは複合されて現われるものと思われるから、前者の要因はさておいても成長曲線(温度-粒度曲線)の形及び成長温度と粒度顕出温度の関係が非常に問題となる。

一方結晶粒の成長には当然粒界の移動現象が伴うものであり、もしこの粒界にその移動を阻止する物質があれば成長が阻止されて細粒を呈するわけで、この阻止物質に関しては従来より多くの提説がなされている。しかしこれらの説はいずれも未だ仮説的なもので充分検討の余地を残している。しかしながらこの阻止物質の存在状態は特に精錬、最終脱酸及び凝固条件と密接な関係を有するから結晶粒の成長性を主眼としてオーステナイト結晶粒度の問題を取扱うことは粒度調整に対して有力な資料を提供するものと考えられる。

本研究は以上の見地から粒度調整に関する研究の第一段階として現場溶解の粒度調整に関する二、三の問題をオーステナイト結晶粒の成長性に主眼をおいて実験的に観察したものである。

II. 溶解、鑄込過程の粒度及び成長性の変化

溶解中の粒度変化に関しては出口氏³⁾及び前川、中川両氏⁴⁾の報告があるが、いずれも925°Cの粒度のみを扱っている。筆者等もこの問題については二、三の報告を行つているが、溶解条件による鋼質の変化は925°Cにおける粒度のみによつて把握することは困難であると思われる。故に次の如き観察を行つた。

10t塩基性電気炉でC 0.40%, Si 0.25%, Mn 0.70%, Cr 1.0%及びMo 0.25%程度の中炭素Cr-Mo鋼を熔製する場合、溶解及び鑄込過程の結晶粒度及び成長性の変化を見るために2溶解につき除滓前、還元滓完成時、出鋼前(Al 0.6~0.7kg/t取鍋添加)、鑄込始及び鑄込末(鑄込始より鑄込末まで約20分経過)の各時期に熔鋼を杓でくみとり7kgの試験鋼塊に鑄造後30mm角に鍛伸(鍛造比=5)して試料とした。粒度判定は学振滲炭法に準じ、滲炭時間を6hとし滲炭温度を変化させて成長性を調べた。その結果の一例(Al 0.6kg/t添加の場合)をFig. 1に示す。又各試料についての化学分析結果を図示したものがFig. 2である。尙Nの分析は学振法に、Al₂O₃の分析はHerty法におけるAl₂O₃の分析法に、又可溶AlはJIS鉄鋼中可溶Alの分析法に準じて行つた。

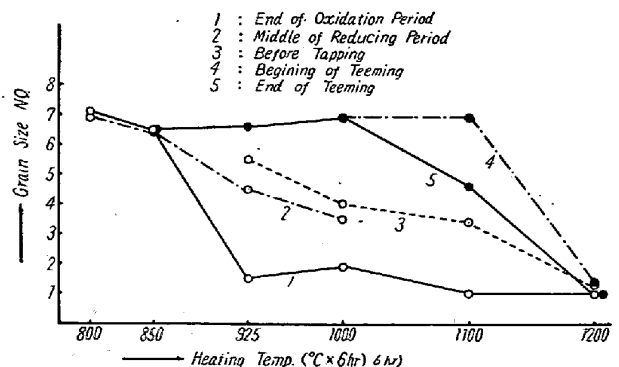


Fig. 1. Variation of grain size and grain-growth characteristics during melting and teeming process. (0.6 kg/t Al added)

Fig. 1より除滓後還元精錬が進むにつれて925°Cにおける平均粒度はNo. 1.5よりNo. 5.5に増加しAl

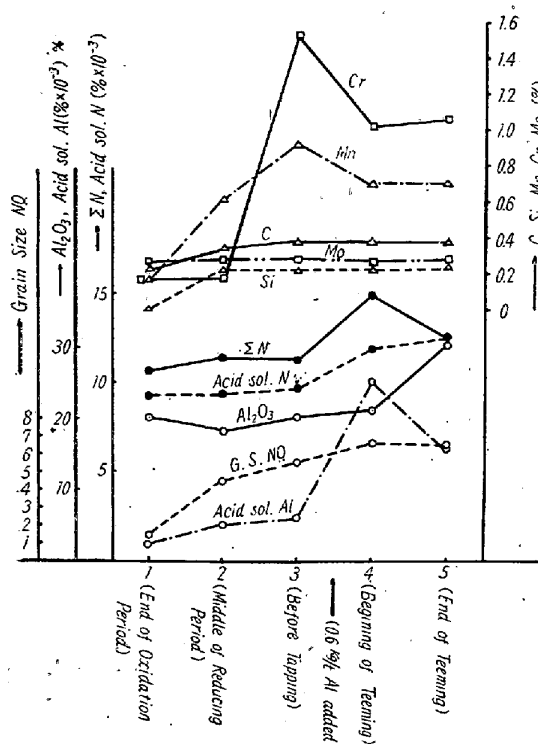


Fig. 2. Variation of grain size and chemical composition during melting and teeming process of a Cr-Mo steel. (0.6 kg/t Al added)

添加によつて No. 6.5 以上に増大すること、粗大化温度もまた上昇し Al 添加によつてその温度は著しく上昇 (約 200°C) すること及び Al 添加後時間が経過すると又低下する傾向にあることが知られる。

尙、ここに加熱温度による突然成長段階の結晶粒の成長程度即ち成長曲線における曲線の傾斜が精錬の進むにつれて緩慢となり、更に Al 添加によつて急激となり時間が経過すると再び緩慢となることは注目すべき点であり、鋼質と結晶粒度 (特に成長性及び混粒) との関連を

見出す上に重要な示唆を与えるものと思われる。

更に上記実験結果を Fig. 2 の化学分析結果と照合して見ればオーステナイト結晶粒の微細化及び粗大化温度は特に N 及び可溶 Al と密接な関係を有していることがうかがわれる。

尙、別の熔解における Al 0.7kg/t 添加の場合の結果は一括して Table 1 に示したが上述の場合と全く同一の傾向を有している。

III. 取鍋試料と製品本体の粒度及び成長性の関係

製鋼工場において粒度調整を行う場合粒度試験を目的として採取する小型取鍋試料又は試験鋼塊が果して製品本体の粒度を代表するか否かは重要な問題であるので以下の如き調査を行つた。

(1) 試料採取

(i) 0.3% C (Al キルド) 炭素鋼の場合

15t 塩基性電気炉で熔製した C 0.25/0.35%, Si 0.10% 以下, Mn 0.60/0.90%, P, S 0.040% 以下の炭素鋼に Al を添加し、鑄込中期に取鍋中より杓で熔鋼を汲取りこれを 7kg の試験鋼塊に鑄込んで更に 15mm 角に鍛伸 (鍛造比=10) して取鍋試料とした。製品本体の試料は熔鋼を 5.7t 鋼塊に鑄込みこれを約 300×620×885mm の鋼片に熱間鍛造 (鍛造比=2.3) し鑄込中期の鋼塊の底部に相当する部分より採取した。

(ii) Ni-Cr-Mo (Al 処理) 肌焼鋼の場合

10t 塩基性電気炉で熔製した C 0.17/0.22%, Si 0.20/0.35%, Mn 0.45/0.65%, P, S 0.030% 以下, Ni 1.65/2.00%, Cr 0.40/0.60% 及び Mo 0.20/0.35% の Ni-Cr-Mo 肌焼鋼 (SAE 4320) に Al を添加し、

Table 1. Variation of grain size and chemical composition during melting and teeming process of a Cr-Mo Steel (0.7kg/t Al added)

Sample No.	Average grain size					Chemical composition (%)										Remarks
	850 °C	925 °C	1000 °C	1100 °C	1200 °C	C	Si	Mn	Cr	Mo	ZN	Acid sol. N	Al ₂ O ₃	Acid sol. Al		
1	6.5	1.2	1.2	1.1	1.0	0.27	0.02	0.16	0.20	0.25	0.0078	0.0067	0.025	0.003	End of oxidation period	
2	7.0	3.6	2.6	1.2	—	0.34	0.16	0.52	0.25	0.27	0.0087	0.0070	0.023	0.003	Middle of reducing period	
3	—	5.1	3.5	3.0	1.3	0.40	0.23	0.73	1.01	0.26	0.0081	0.0078	0.015	0.005	Before tapping	
4	7.0	7.1	7.0	6.6	1.5	0.39	0.25	0.72	1.04	0.27	0.0109	0.0081	0.020	0.033	Beginning of teeming	
5	7.1	7.0	7.0	3.5	1.3	0.42	0.25	0.76	1.04	0.27	0.0098	0.0090	0.035	0.031	End of teeming	

Table 2. Chemical composition and austenite grain size
(1) 0.3%C Al-killed carbon steel

Heat No.	C %	Si %	Mn %	P %	S %	Cu %	Cr %	Al addition (%)			G. S. (925°C)		
								Furnace	Ladle	Total	A Ladle	B Product	B-A
E 31564	0.34	0.06	0.88	0.021	0.015	0.18	0.06	0.2	0.05	0.25	6.6	6.5	-0.1
E 31606	0.30	0.04	0.64	0.014	0.018	0.18	0.07	//	//	//	2.1*	3.5*	+1.4
E 31615	0.29	0.07	0.75	0.018	0.015	0.18	0.09	//	//	//	6.8	6.2	-0.6
E 31624	0.28	0.06	0.81	0.016	0.020	0.20	0.07	//	//	//	6.0	6.4	+0.4
E 31634	0.28	0.07	0.79	0.017	0.022	0.16	0.06	//	//	//	6.7	6.7	0
E 31647	0.28	0.05	0.73	0.013	0.023	0.17	0.08	//	//	//	6.2	6.3	+0.1
E 31655	0.30	0.05	0.70	0.012	0.015	0.16	0.05	//	//	//	2.5*	2.7*	+0.2
E 31700	0.28	0.06	0.88	0.021	0.022	0.19	0.07	0.25	//	0.30	7.1	6.5	-0.6
E 31714	0.26	0.07	0.85	0.016	0.018	0.17	0.07	//	//	//	6.5	6.1	-0.4

(2) Ni-Cr-Mo carburizing steel

Heat No.	C %	Si %	Mn %	P %	S %	Cu %	Ni %	Cr %	Mo %	Al addition (%)	G. S. (925°C)			
											A Ladle	B ₁ Product	B ₂ Product	B ₂ -A
E 3920	0.22	0.20	0.55	0.010	0.007	0.17	1.91	0.44	0.23	0.06 Ladle	6.5	6.0	6.5	0
E 3975	0.19	0.22	0.57	0.008	0.010	0.14	1.76	0.47	0.20	// //	6.5	6.5	6.0	-0.5
E 31017	0.18	0.20	0.55	0.008	0.011	0.18	1.82	0.51	0.23	0.05 //	7.0	6.5	6.5	-0.5
E 31027	0.18	0.20	0.52	0.008	0.006	0.16	1.76	0.49	0.24	0.02 //	4.5*	2.5*	3.5*	-1.0
E 31257	0.18	0.28	0.51	0.006	0.009	0.18	1.82	0.48	0.20	0.06Furnace	7.0	6.5	6.5	-0.5
E 31265	0.17	0.20	0.52	0.009	0.010	0.17	1.85	0.45	0.23	0.08 Ladle	6.5	6.5	6.5	0
E 31273	0.23	0.26	0.50	0.006	0.009	0.16	1.79	0.46	0.23	// //	7.0	6.5	6.5	-0.5
E 31281	0.19	0.28	0.57	0.009	0.006	0.16	1.82	0.50	0.25	0.07 //	6.5	6.5	6.5	0
E 31289	0.20	0.20	0.53	0.008	0.009	0.18	1.79	0.46	0.22	0.08Furnace	6.5	6.5	7.0	+0.5
E 31296	0.20	0.20	0.51	0.009	0.010	0.20	1.74	0.46	0.21	// Ladle	7.0	6.5	7.0	0
E 31329	0.18	0.22	0.48	0.008	0.010	0.14	1.96	0.49	0.25	0.07 //	6.5	6.5	6.5	0

(Remark) * duplex grains, B₁: Sample taken from the bottom of the first ingot, B₂: From the top of the last ingot

鑄込中期に 100kg 試験鋼塊に鑄込んでこれを 35mm 角に鍛伸 (鍛造比=12) して取鍋試料とした。製品本体の試料は熔鋼を 500kg 鋼塊に鑄込み 135mmφ に鍛伸後更に 80mmφ に圧延 (鍛造比=9.3) し鑄込初期の鋼塊の底部及び鑄込後期の鋼塊の頂部に相当する部分より採取した。

(2) 粒度試験

0.3%C 炭素鋼 9 溶解, Ni-Cr-Mo 肌焼鋼 11 溶解の取鍋及び製品本体試料につき 925°C におけるオーステナイト結晶粒度を学振滲炭法によつて求め各試料につき 5 視野の平均値を採用した。次に 925°C で整粒を示すもの 2 溶解, 混粒を示すもの 1 溶解を前記 2 種の鋼種から撰びこれらの試料につき滲炭温度を 800, 850, 1000, 1100 及び 1200°C に変化させてオーステナイト結晶粒の成長性を調べた。(但し粒度判定方法は前述の通り。)

(3) 実験結果

(i) 取鍋試料と製品本体の粒度の関係

粒度試験結果を一括して Table 2 に示す。同表よりわかる如く 0.3%C 炭素鋼の場合も Ni-Cr-Mo 肌焼鋼の

場合も取鍋試料と製品本体の粒度は粒度判定の誤差範囲内(±0.5 程度)でよく一致し, 統計的に危険率 5% で有意差は認められない。又肌焼鋼の場合, 鑄込初期の鋼塊底部と鑄込後期の鋼塊頂部とは殆んど同一の粒度を示している。しかし取鍋試料で混粒を呈するものは製品本体でも混粒を呈しその差は少々大きい。

したがつて本実験の範囲内では製品本体が 925°C で整粒であるか混粒であるか及び整粒の場合はその平均粒度番号が幾何であるかを判定する場合取鍋試料についての粒度試験によつて高度の確率でその目的を達することが可能であるといえよう。

(ii) 取鍋試料と製品本体の成長性の関係

0.3%C 炭素鋼の場合を Fig. 3-(1) に, Ni-Cr-Mo 肌焼鋼の場合を Fig. 3-(2) に示す。同図よりいずれも 925°C で整(細)粒を示す時は製品本体の方が取鍋試料に比して少々粗大化温度が低いように見られるが殆んど同一の成長曲線を呈する。一方 925°C で混粒を示す場合は製品本体の方が取鍋試料より粒度番号が小(特に肌焼鋼の場合において著しい)であり且つ低い粗大化温度を

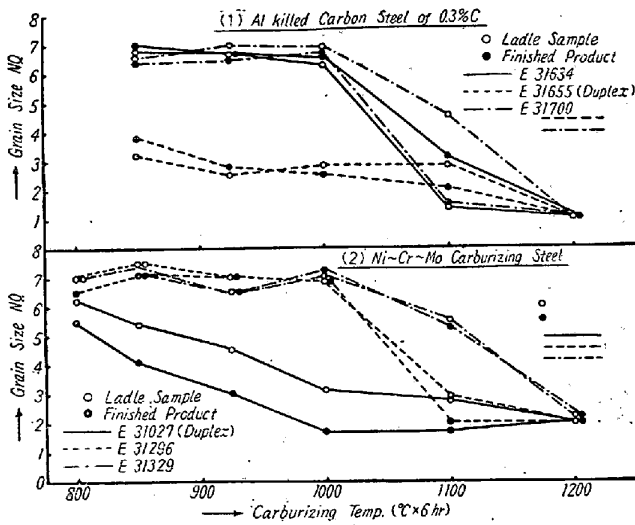


Fig. 3 Relation of grain growth characteristics between ladle sample and finished product.

示す傾向が認められる。尚ここに注目すべきはいずれの場合も 925°C で整(細)粒を呈するものは当該温度では殆んど成長せず更に高温に至つて顕著な粗大化を示すが混粒のものは明瞭な突然成長域を示さず 925°C において既に緩慢な粗大化を生じていること及び整(細)粒のものも混粒のものも 1200°C になれば殆んど粗且つ整粒となる傾向のあることである。

これらのことから 925°C において混粒を呈するものは粗大化温度が低くその温度で既にオーステナイト結晶粒の粗大化を起していること及び成長過程において一次偏析等の不均一性により成長が一様に行われなためこれは添加した Al の粒度調整に対する効果の不足に起因し、而もこの効果は熔鑄の精錬、Al の添加及び凝固条件等によつて左右されるものと考えられる。本実験の場合において 0.3%C 炭素鋼の E 31606 及び E 31655 の 2 熔解が他の熔解と Al の添加量及び添加時期が同一なのにも拘らず混粒を呈したこと及び Ni-Cr-Mo 肌焼鋼で混粒を呈した E 31027 が他の熔解に比して Al の添加量が少なかったことは以上のことを裏書するものであり、且つ Table 3 よりわかる如くこの Al の効果はこれらの混粒を呈した試料がいずれも他の熔解に比し著しく可溶 Al が低い (0.001~0.004%) ことから可溶 Al によつて評価出来るように思われる。

IV. 結晶粒の成長性と混粒程度の関連性

10t 塩基性電気炉で熔製 (Al 0.6kg/t 炉中添加), 210 kg 鋼塊に鑄込み 60mmφ に圧延後 30mmφ に鍛伸した Ni-Cr-Mo 肌焼鋼 (C 0.20%, Si 0.35%, Mn 0.55% P 0.010%, S 0.007%, Cu 0.19%, Ni 1.88%,

Table 3. Comparison of Al analysis and austenite grain-size of ladle sample with those of finished product.

(1) 0.3%C Al-killed carbon steel

Heat No.	Sample	G.S. (925°C)	Al ₂ O ₃ (%)	acid sol. Al (%)	Remark
E 31634	Ladle Product	6.7 6.7	0.040 —	0.033 —	
E 31655	Ladle Product	2.5 2.7	0.025 0.019	0.004 0.003	
E 31700	Ladle Product	7.1 6.5	0.033 0.020	0.037 0.022	

(2) Ni-Cr-Mo carburizing steel

Heat No.	Sample	G.S. (925°C)	Al ₂ O ₃ (%)	acid sol. Al (%)	Remark
E 31027	Ladle Product	4.5 2.5	0.018 0.015	0.003 0.001	duplex duplex
E 31296	Ladle Product	7.0 6.5	0.018 0.020	0.053 0.023	
E 31329	Ladle Product	6.5 6.5	0.025 0.018	0.027 0.020	

Cr 0.40%, Mo 0.27%) を試料として滲炭温度を 900, 925, 950, 1000, 1,025, 1,050, 1,075 及び 1,100°C の 8 通りに変化させて (但し加熱時間は 6 時間に一定) オーステナイト結晶粒の成長性と混粒程度との関係を求めた。粒度の測定及び混粒程度の判定は倍率×100 乃至 500 を用い Lineal analysis 装置⁵⁾ により接眼鏡の十字線下を通過する結晶粒截片長をダイヤルゲージにより 1/1,000 mm まで読みとり (その数 380~450), 芥川博士の方法⁶⁾ により行つた。その結果を Fig. 4 及び Fig. 5 に示す。

Fig. 4 において U_i は上記結晶粒截片長より求めた各結晶粒の体積分率(%), \bar{N} は平均粒度を示し, Fig. 5 において標準偏差 σ は各結晶粒の体積度数分布からその散布度 (混粒程度) を表わすものとして求めたのであり (68%) 及び (95%) の折線は Fig. 6 の如き体積分率の累積曲線から、正規分布と仮定した場合は $\bar{N} \pm \sigma$ 及び $\bar{N} \pm 2\sigma$ なる範囲に期待される結晶粒の確率が夫々 68% 及び 95% であるから、上記累積曲線の上下両端より夫々 16% 及び 2.5% に相当する粒度番号と \bar{N} との距離を便宜上混粒度を表わすものとして求めた結果を示す。以上の結果より 1,000°C 以下では略々同等な細粒であり混粒程度も概ね一定であるが 1,000~1,025°C で結晶粒の急速な成長を開始すると共に混粒度も最大となりその後粒の粗大化に伴つて混粒度が減少することがわか

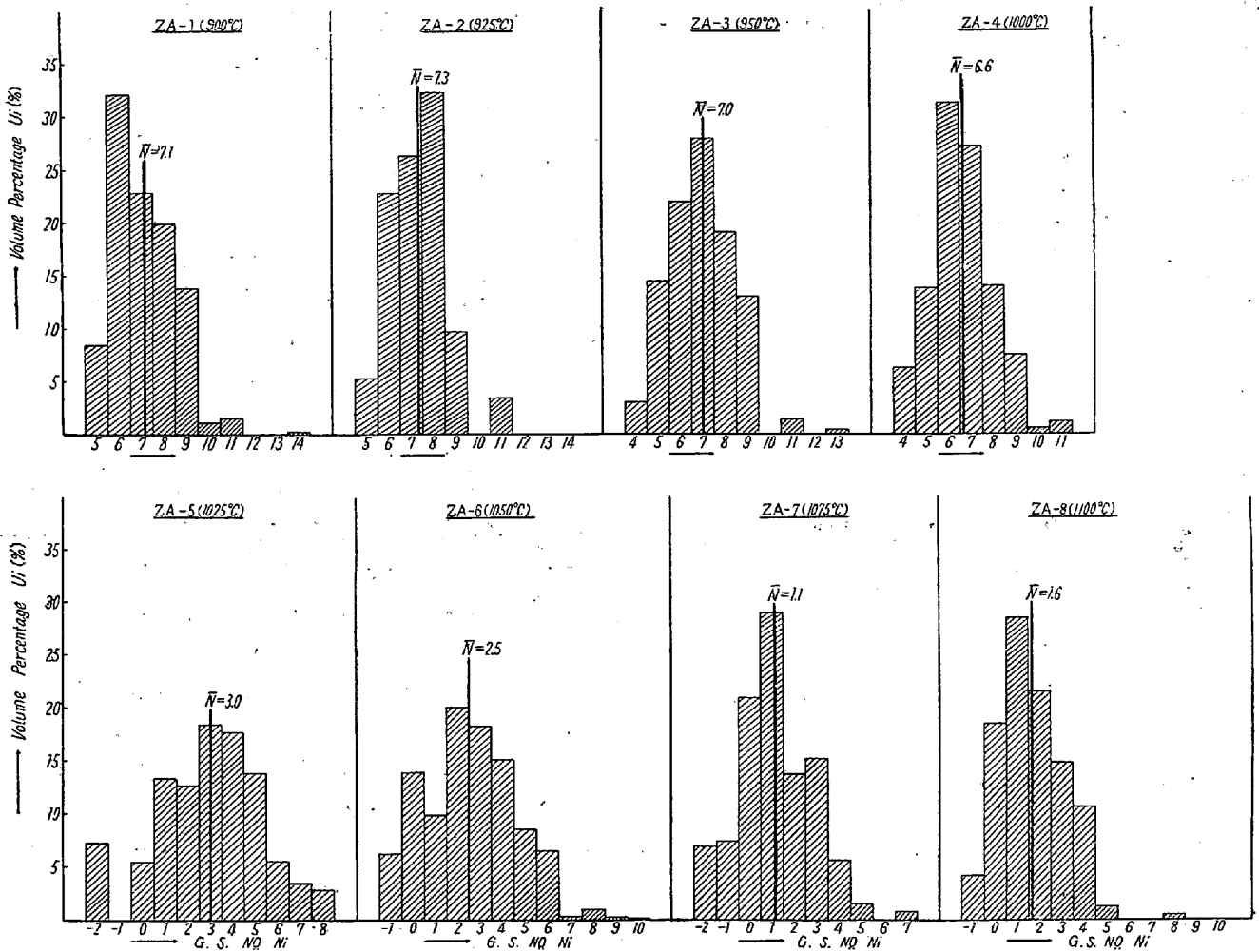


Fig. 4. Histograms of each grain-size number.

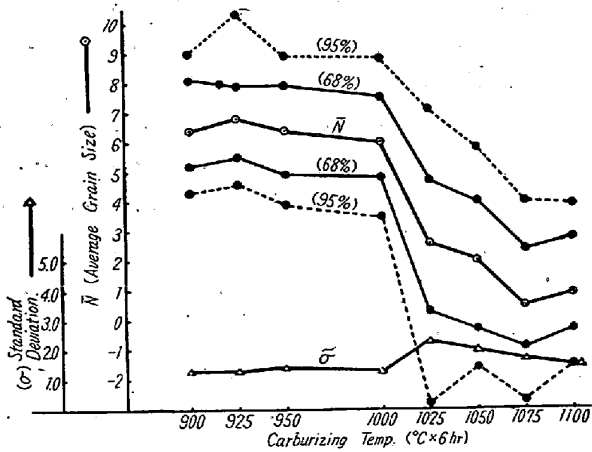


Fig. 5. Relation between grain-growth characteristics of austenite and its degree of duplication.

る。尚このことは Fig. 4 の柱状図表における分布の歪み、とがり等からも知ることが出来る。しかしながら本実験における混粒度の表示法では鋼が不均一な場合の混粒即ち一次偏析等によつて支配される場

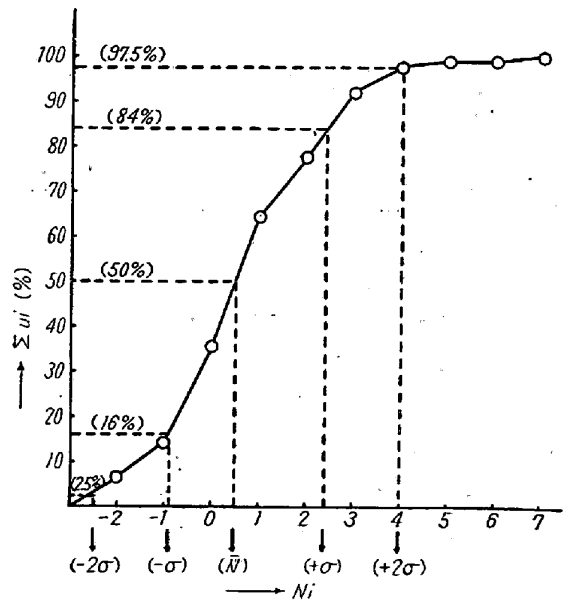


Fig. 6. Cumulative distribution curve of volume percentages of each grain size number for sample ZA-7.

合の混粒も包含しており、混粒と鋼質の関連を見出す上において今後更に検討しなければならないと考える。

V. 鋼中の Al の存在形態と結晶粒度の関係

前述の実験試料について分析した Al_2O_3 及び可溶 Al と学振滲炭粒度との関係を図示したものが Fig. 7 である。同図は 0.3% C 炭素鋼, Cr-Mo 強靱鋼及び Ni-

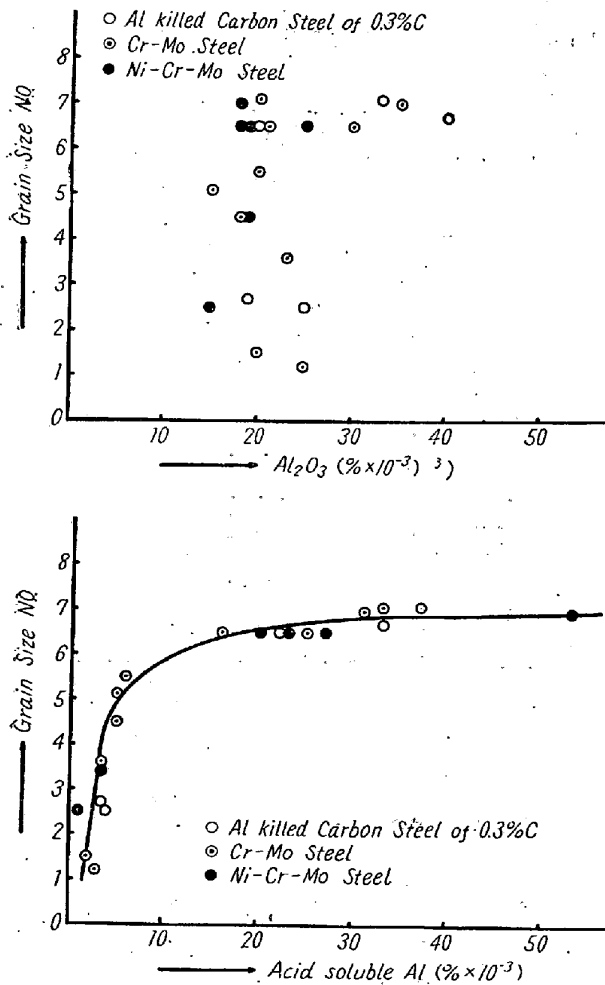


Fig. 7. Relation between Al_2O_3 and acid soluble Al content and austenite grain-size (925°C \times 6h carburized).

Cr-Mo 肌焼鋼の各鋼種を一括して示したものであるが粒度と可溶 Al との間には同図 (2) の如き明瞭な関係が認められ可溶 Al 0.020% 以下では粗い混粒であり、それ以上になれば細粒となることが認められる。一方 Al_2O_3 と粒度の間には同図 (1) よりわかる如くあまり明瞭な関係は認められない。したがって Al_2O_3 に比して可溶 Al の方が粒度に対して、より密接な関係を有することがわかる。

最近の文献⁷⁾⁸⁾によれば Al 添加した細粒鋼の場合オーステナイト結晶粒の成長を阻止するのは AlN が一

義的であると報じられているが、本実験における分析では AlN としての Al 及び金属 Al が一応可溶 Al として定量されるものと看做されるからこの場合も恐らく可溶 Al 中の AlN が阻止因子として作用し細粒を呈せしめているものと考えられる。

VI. 結果の考察

以上の実験結果に対し、オーステナイト結晶粒の成長特性及び混粒について 2, 3 の考察を加えれば次の如くである。

(1) 取鍋試料の製品本体の粒度が細粒鋼の場合はよく一致し、混粒の際には後者が粗くなることは Fig. 7 より明らかな如く、Al の細粒効果は或る一定量の可溶 Al で飽和に達し、それ以下、特に 0.005% 以下では急激に減少することと関連がある。即ち Table 3 よりわかる如く取鍋試料の可溶 Al 量に比し本体試料はいずれの溶解においても減少しており、このことは凝固並びに後続処理による有効 Al 分の消耗程度が取鍋試料と製品本体で異なることを示している。したがつても Al 添加が充分有効に行われた場合は Fig. 7 の飽和曲線より見て両試料はいずれも細粒となるが、Al 添加が不完全な場合には徐冷凝固した本体試料は急速凝固した取鍋試料に比して有効 Al 量の消耗が著しく且つ不均一な分布を来たして粗大な混粒の形態を呈するものと考えられる。

(2) 結晶粒の成長阻止因子としては従来 AlN⁷⁾⁸⁾⁹⁾, Al_2O_3 ¹⁰⁾, AlS¹¹⁾¹²⁾ 金属 Al¹³⁾ その他の微細介在物があげられ種々論議されているが、その大きさ、数及び分布状態が問題である。

もし Al 添加が充分で脱酸が完全に行われれば、酸化物は Al_2O_3 が主体を占める上 AlN 等も充分形成されて細粒化するが、Al 添加が不完全な場合は脱酸に対する Al の不足を来し Al_2O_3 が少ないことと、このような場合は介在物が一次粒界に集積されるような形態をとるためこれが変態点直上における一次偏析に起因する混粒の原因となりうる¹⁴⁾。

更に Al の添加によつて凝固組織における硫化物系介在物の分布が変化することは既に C. E. Sims 及び F. B. Dahle¹⁵⁾ によつて報告されているところであり、かかる一次偏析も又粒度形態と密接な関係を有するものと考えられる。

しかし以上の如き種々の微細介在物の大きさ及び数の影響に関しては今日まで殆んど不明であり今後の検討に待たなければならない。

(3) 結晶粒の成長曲線については、Al 添加の場合

は 1,000°C 以上における粗大化はまぬがれないが、これに対し Ti, Zr 添加の場合には更に高温にいたるも殆んど粗大化を起さず、筆者の一人の観察¹³⁾によれば Ti 添加の場合 1,100°C にいたるも全然粗大化を認めなかつた。これはかかる Ti, Zr 等の窒化物は高温で極めて安定で、オーステナイトに対し溶解しないためと考えられる。

尙結晶粒の突然成長過程に生ずる混粒は当該温度における成長曲線の傾斜が大である程著しいことは前報において指摘した如くである¹⁴⁾。

VI. 結 言

以上の観察結果を総括すれば次の通りである。

(1) 中炭素 Cr-Mo 鋼を塩基性電気炉で熔製する場合、還元精錬が進むにつれて結晶粒は微細且つ均一となり粗大化温度は上昇する。又 Al 添加により結晶粒は更に微細となり粗大化温度も著しく上昇するが時間の経過と共に同温度は低下する傾向にある。

(2) 0.3% C (Al キルド) 炭素鋼及び Ni-Cr-Mo 肌焼鋼の場合、取鍋試料と製品本体は大体同一の成長曲線を示し、925°C では殆んど同一の粒度を示す。但し混粒の場合には製品本体の方が結晶粒は粗く、且つ粗大化温度が低い。

(3) Ni-Cr-Mo 肌焼鋼について、粗大化開始温度において著しい混粒度を呈することを芥川博士の方法を用いて定量的に示した。

(4) 鋼中の可溶 Al と粒度の間には密接な関係があり、可溶 Al 0.020% 以上では学振滲炭粒度はいずれも 6~7 の細粒を示すことを認めた。

(5) 取鍋試料と製品本体の粒度の関係を鋼中の Al の存在形態特に可溶 Al の消耗により説明し、更に混粒の原因と一次偏析及び成長曲線の関係につき若干の考察を加えた。

尙前述の如く添加した Al の効果は、熔鋼の精錬、Al

の添加及び凝固の諸条件によつて左右される故粗粒或いは混粒鋼の如く Al 効果の少ない場合には当然後続の熱処理、加工等により成長性は著しく変化することが予想される故今後引続き研究を続ける所存である。

終りに混粒度表示について貴重な御指導を戴いた芥川武先生に厚く御礼申し上げる次第である。

(昭 29—9 月寄稿)

文 献

- 1) 学振第 19 小委第 3 分科会記事録, 第 35 回 (1950)
- 2) 河井: 学振, 19 小委, 2364 号 (昭 27.6.)
- 3) 出口: 本誌 29 (1943) 311
- 4) 前川, 中川: 本誌 39 (1953) 698
- 5) 河井: 住友金属, 5 (1953) 128
- 6) 芥川, 山田: 学振, 19 小委, 2857 号 (昭 28.6.)
- 7) K. Born, W. Kock: St. u. Ei. 72 (1952) 1268
- 8) J. Schuyten: Trans of A.S.M. 44 (1952) 853
- 9) E. Houdremont, H. Schrader: Arch. Eisenhüttenw. 12 (1939) 393
- 10) Swinden, Bolsover: J., Iron Steel Inst. 134 (1936) 457
- 11) M. Baeyertz: Trans. of A.S.M. 30 (1942) 458
- 12) C. E. Sims: Trans. Am. Inst. Mining Met Engrs. 162 (1945) 734
- 13) H. W. McQuaid: Trans. of A.S.M. 23 (1935) 797
- 14) 河井: 学振, 19 小委, 2309 号 (昭 26. 4)
- 15) C. E. Sims, F. B. Dahle: Trans. Am. Foundrymen's Assoc. 46 (1938) 65
- 16) 益子: 未発表