

of Plasticity (Oxford Press, 1950), 第7章,
2節 (iv)
6) たとえば, 互理, 機械力学 (共立全書, 昭 29),
134~138

7) T. v. Kármán and M. A. Biot, *Mathematical Methods in Engineering* (McGraw-Hill, 1940), Chap. X, Sec. 12

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 2)

益 子 美 明**

STUDIES ON DUPLEX-GRAIN STRUCTURES OF AUSTENITE (I)

Effect of Duplex-Grain Structures on Properties of Steel (Part-2)

Yoshiaki Masuko

Synopsis:

Already described in the previous report of the same title. (Refer to the Part-1 p. 1307, December, 1957 issue of "Tetsu-to-Hagané".)

(昭和 32 年 12 月号 1312 頁よりつゞく)

III. C 0.30 および 0.70% 炭素鋼の 衝撃遷移特性におよぼす混粒の影響

15 t 塩基性電気炉で熔製した C 0.30% 炭素鋼の铸込中期に取鍋より熔鋼を採取し, 7 kg の試験鋼塊に铸込んでこれを 15 mm. 角に鍛伸したものと中滲炭粒度で, “混在型の混粒” を呈するものおよび細整粒を呈するもの各 1 熔解をえらび, 焼入時のオーステナイト化条件を種々変化させて水焼入を行い, 次いで 680°C×2h→空冷の処理を施して鍛伸方向に V 型切欠シャルピー試験片

を採取し, 前項 I, と同様にして -70~200°C の衝撃試験を実施し, その結果から遷移温度を求めた. Table 2 は以上の実験結果を一括したものである. ただし同表中の結晶粒度は 925°C×6h および 1050°C×6h は滲炭法, 880°C×1h は酸化法²¹⁾によつて現出し, 前述と同様にしてその平均粒度と混粒度を求めたものである. これから滲炭粒度で “混在型の混粒” を呈する供試鋼 G 1 も 880°C×1h では細粒の粒度形態を示すため, 熱処理条件 I では供試鋼 G 2 とほとんど同等の遷移温度を示すことがわかる. しかし熱処理条件 II では混粒の影響があ

Table 2. Results of investigations for the effect of duplex-grain structures on the impact transition characteristics of carbon steels with 0.30% C.

Mark	Chemical composition								Austenite grain size ($N \pm \sigma$)			Transition temperature, Tr_{15} (°C)			Remark
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr	Sol. Al	Gc (925°C ×6h)	Gc (1050°C ×6h)	Go (880°C ×1h)	Heat treatment I	Heat treatment II	Heat treatment III	
G 1	0.29	0.10	0.65	0.014	0.018	0.18	0.14	0.014	3.3 ±2.1	—	8.2 ±1.4	-97	-10	—	Duplex-grained steel ("Uniform—")
G 2	0.35	0.04	0.84	0.011	0.021	0.17	0.11	0.035	6.9 ±1.1	3.5 ±2.2	8.7 ±1.2	-100	—	-13	Fine-grained steel

Heat treatment I: 880°C×1h→Water cool, 680°C×2h→Air cool

" " II: 925°C×6h $\xrightarrow{\text{Furnace cool}}$ 880°C×1/4h → Water cool, 680°C×2h → Air cool

" " III: 1050°C×6h $\xrightarrow{\text{Furnace cool}}$ 880°C×1/4h → Water cool, 680°C×2h → Air cool

* 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

らわれて遷移温度はいちじるしく上昇する。一方供試鋼 G2も 1050°C×6h では“混在型の混粒”を呈するため熱処理条件Ⅲでは遷移温度が上昇する。なお試験片は同一条件で3箇所使用した。またその硬度は上記熱処理条件によつてはほとんど変化なく G1では平均 Rb 59.5 G2では平均 Rb 60.1 であつた。

次に 40 t 酸性平炉で熔製した C 0.70% 炭素鋼を 2.9 t 鋼塊に鋳込み、鍛造、圧延によつて鍛造比約 4 をあたえた素材のうち 925°C×6h で“偏在型の混粒”を呈するものおよび粗整粒を呈するもの各 1 熔解をえらび、これから 15 mm 角の素試験片を採取し種々の熱処理を施した後圧延方向に V 型切欠シャルピー試験片を採取して前記同様 -70~200°C の衝撃試験を実施 (同一試験条件で 3 箇所) し、それから遷移温度をもとめた。Table 3 は以上の実験結果を一括したものである。ただし同表中の結晶粒度はすべて徐冷法²¹⁾によつて現出したものである。これから供試鋼 H1 は 850°C×1h においても“偏在型の混粒”を示し、すべての熱処理条件を通じ供試鋼 H2 より遷移温度の高いことがわかる。

なお顕微鏡組織的にも H1 は H2 に比して不均一であり、特に 850°C×1h → 空冷または炉冷の状態で供試鋼 H1 がかなり明瞭なフェライトの層状組織を呈していることは“偏在型”の粒度分布形態と関連して注目されることである。またこの傾向は衝撃破面においても特徴的な様相を呈して観取される。

以上の実験結果を総括すれば 925°C×6h で“偏在型の混粒”を呈する鋼は他の加熱条件下でも“偏在型の混粒”を示しいちじるしく強靱性のおとることおよび“混在型の混粒”は熱処理粒度において現われぬ限り鋼の強靱性を害さないことが結論され、前項Ⅱの Ni-Cr-Mo 肌焼鋼でえられた結果がここにおいても確認されたわけ

である。

IV. C 0.70% 炭素鋼および C 1.00% 炭素鋼の引張り性質におよぼす混粒の影響

前項までは鋼の衝撃遷移特性を対象としてこれにおよぼす混粒の影響を述べたが次に引張り性質についての検討結果を述べる。

15 t 塩基性電気炉で熔製した C 0.70% および C 1.00% の高炭素鋼を 1.8 t 鋼塊に鋳込み、これを分塊、圧延によつて前者は 26 mm φ、後者は 13×125 mm (断面)としたものの中、滲炭粒度を異にするもの各 4 熔解をえらび、900°C×1h → 炉冷後種々の熱処理を施し前者は JIS 4号、後者は JIS 7号試験片に仕上げてそれぞれ引張試験を行った。これらの実験結果を一括して Table 4 に示す。なお同表中 850°C×1h および 1100°C×6h の粒度は酸化法によつてもとめたものである。

以上の実験結果より、前項までに述べた衝撃遷移特性の場合程明瞭ではないが、傾向としては全く同様に鋼の引張り性質もまたその粒度形態によつてかなり影響されていることがわかる。すなわち滲炭粒度で“偏在型の混粒”を呈するものは最も強靱性に乏しく、細整粒のものは最も強靱である。また滲炭粒度で“混在型の混粒”のものもそれが熱処理粒度に現われぬ限り、細整粒のものと同等の強靱性を示す。

なお顕微鏡組織的には、混粒のものはいずれも焼入時に生成されたマルテンサイトの葉の大きさにむらがあり特に“偏在型の混粒”のものはその分布がきわめて不均一である。このことは引張り破面にも特徴的な様相を呈して認められ、混粒のものはいずれも緻密な破面の間に粗大な銀白色の破面が散見され、特に“偏在型の混粒”のものはそれが層状を呈して認められるのが注目される。

Table 3. Results of investigations for the effect of duplex-grain structures on the impact transition characteristics of carbon steels 0.70% C.

Mark	Chemical composition (%)								Austenite grain size (N±σ)		Transition temperature, Tr ₁₅ (°C)				Remark
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr	Sol. Al	Gf (925°C × 6h)	Gf (850°C × 1h)	Heat treatment I	Heat treatment II	Heat treatment III	Heat treatment IV	
H1	0.66	0.30	0.66	0.037	0.031	0.14	0.10	0.005	5.2 ±2.2	7.3 ±2.0	158 (23.0)	110 (29.4)	140 (19.1)	-26 (27.9)	Duplex-grained steel ("Non-uniform")
H2	0.71	0.24	0.62	0.037	0.035	0.17	0.11	0.007	5.0 ±1.0	7.5 ±1.0	127 (25.0)	90 (21.3)	105 (21.0)	-38 (28.4)	Coarse-grained steel

Heat treatment I: As rolled
 " " II: 900°C×1h → Furnace cool, 850°C×1h → Air cool
 " " III: 900°C×1h → Furnace cool, 850°C×1h → Furnace cool
 " " IV: 900°C×1h → Furnace cool, 850°C×1h → Water cool, 650°C×2h → Air cool
 (): Hardness (HRC)

Table 4. Results of investigations for the effect of duplex-grain structures on tensile properties of carbon steels with 0.70 and 1.00% C.

Mark	Chemical composition (%)								Austenite grain size ($N \pm \sigma$)			Tensile properties			Heat treatment	Remark
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr	Sol. Al	Gc (925°C × 6h)	Go (850°C × 1h)	Go (1100°C × 6h)	Yield point (kg/mm ²)	Tensile strength (kg/mm ²)	Elongation (%)		
M1	0.77	0.24	0.46	0.011	0.012	0.16	0.07	0.005	3.4 ±1.1	7.6 ±1.2	—	117.5	138.6	15.6	I	Coarse-grained steel
M2	0.79	0.23	0.50	0.012	0.011	0.20	0.10	0.019	6.8	8.7	3.8	119.4	140.0	16.0	I	Fine-grained steel
									±1.2	±1.0	±2.1	105.9	130.7	4.9	II	
M3	0.80	0.29	0.47	0.013	0.008	0.16	0.11	0.015	5.0	8.5	—	120.1	140.8	16.6	I	Duplex-grained steel ("Uniform—")
									±2.2	±1.0	—	113.4	138.0	6.2	II	
M4	0.78	0.24	0.49	0.014	0.010	0.16	0.12	0.017	2.2 ±2.5	6.2 ±2.2	—	98.3	129.8	3.1	I	Duplex-grained steel ("Non-uniform—")
N1	0.91	0.20	0.43	0.013	0.020	0.17	0.07	0.005	4.9 ±1.1	7.4 ±1.1	—	120.3	140.0	9.6	I	Coarse-grained steel
N2	0.96	0.30	0.48	0.013	0.019	0.16	0.09	0.023	7.2	9.3	3.0	122.5	140.0	15.3	I	Fine-grained steel
									±1.3	±1.1	±2.4	113.1	139.1	5.0	II	
N3	0.92	0.31	0.43	0.012	0.020	0.17	0.09	0.016	4.7	8.9	—	122.5	140.0	13.4	I	Duplex-grained steel ("Uniform—")
									±2.4	±1.0	—	115.5	141.3	7.1	II	
N4	0.95	0.31	0.49	0.013	0.020	0.17	0.10	0.015	3.8 ±2.4	7.0 ±2.4	—	100.7	134.8	2.0	I	Duplex-grained steel ("Non-uniform—")

Heat treatment I: 850°C×1h → Oil cool, 470°C×2h → Air cool

" " II: 1100°C×6h → Furnace cool → 850°C×1/4h → Oil cool, 470°C×2h → Air cool

" " III: 925°C×6h → Furnace cool → 850°C×1/4h → Oil cool, 470°C×2h → Air cool

V. 実験結果に対する考察

一般に鋼の機械的性質は“Structure Sensitive”なものであり、特にその靱性は微視的組織なかつ組織構成成分に対する歪の分布如何によつて大なる影響をうける²²⁾²³⁾。したがつて組織の微細かつ均一なものほど強靱となる。特にこの傾向は衝撃値においていちじるしい²²⁾。脆性破壊の機構はまだ充分解明されていないが、たとえば寿時富弥博士²⁴⁾は転位論を足場として、歪速度の影響を考慮し転位の移動に要する臨界時間と衝撃作用時間との関係から、切欠の効果と低温における脆性の発生原因を説明している。この考えによれば材料に強靱性をあたえるには迂り変形の総量を多くしてやるのが必須条件であり、転位論における迂りの平均量は主として転位の密度に左右されるから結晶粒を微細にすることが有力な手段と考えられる。

前述の実験結果が示すごとく、整粒形態ないし“混在型の混粒”形態の領域においては、同等の混粒度で比較した場合平均粒度の大なるほどすなわちオーステナイト結晶粒の微細なるもの程強度および靱性が高く遷移温度が低い。これはオーステナイト結晶粒の微細なもの程得

られる組織構成成分が微細であることに基因するものと考えられる。もちろん調質を行つた鋼ではオーステナイトの単相でなくフェライト、炭化物、マルテンサイトその他が調質条件に応じて種々の分布形態を呈するから前記転位論的な考えをそのまま適用することはできず今後の結晶学的な検討にまたなければならぬが、かかる場合においても転位の密度は有力な役割を演じているものと推察される。

また前述の実験結果の示すごとく、同等の平均粒度では混粒度の大なるもの程強度および靱性が低く、遷移温度が高い。特にこの傾向は“偏在型の混粒”においていちじるしい。これはオーステナイト状態において混粒度の大なるもの程得られる組織構成成分の分布が不均一となり、したがつて歪の分布が不均一になることに起因するものと考えられる。すなわち歪の分布が不均一であれば、歪の大なる部分で容易に転位点のポテンシャル障壁が跳び越され、迂りをともなわず分離破壊を起す傾向が大となるからであろう。特に“偏在型の混粒”がいちじるしく鋼の強靱性を害するのは、極端な場合にはフェライト—パーライトの層状組織において見られたごとく組織構成成分がいちじるしく偏在して形成され、きわめて不均一な構造をもたらしためと推察される。

つぎに鋼質に関連して滲炭粒度の意義につき考察することとする。従来鋼のオーステナイト結晶粒度としては滲炭を行つて $1700^{\circ}\text{F} \times 8\text{h}$ (わが国では $925^{\circ}\text{C} \times 6\text{h}$) の結晶粒の大きさを云々するものと、滲炭をせず他の適当な現出方法によつて実際の熱処理時におけるオーステナイト化条件の結晶粒の大きさを云々するものがあつた。前者は McQuaid-Ehn の粒度 (わが国では学振滲炭粒度または JIS 滲炭粒度)、後者は熱処理粒度または実際粒度とよばれるものである。滲炭粒度は H. W. McQuaid²⁵⁾ の滲炭鋼の異常組織に関する研究に端を発するもので、滲炭組織の異常性ないしは固有粒度 (Inherent grain size) なる概念等との関連の下に、滲炭鋼をはじめ他の滲炭を施さずに使用する鋼種に対しても一般に広く用いられてきた。一方熱処理粒度は特に鋼の焼入性に関する研究²⁶⁾に端を発するもので、変態速度ないし変態組織等との関連の下に、広く調質鋼を対象として用いられてきた。然らば滲炭粒度と熱処理粒度とは如何なる関係を有するものであろうか。この点に関しては今日までほとんど明らかにされておらず、滲炭粒度と熱処理粒度を全然別個なものとして取扱うか乃至は単に熱処理粒度のみを問題として取扱うといった考え方が一般に行われていたように思われる。たとえば Metals Handbook (1948, ASM) の記述でも、一方では H. W. McQuaid²⁷⁾ が “McQuaid-Ehn Test” なる表題の下に滲炭粒度の有用性を説き、他方では E. C. Bain²⁸⁾ が “Austenite Grain Size in Steel” なる表題の下に熱処理粒度の価値を強調しているのみで、両者が如何なる関連を有するかについては全然ふれていないのである。

然るに本研究の実験結果から明らかなごとく、滲炭粒度と熱処理粒度の粒度形態の間にはきわめて密接な関係が認められ、滲炭粒度で平均粒度の大なるものは滲炭粒度のオーステナイト化条件よりも低温度、短時間の加熱条件たとえば $850^{\circ}\text{C} \times 1\text{h}$ の熱処理粒度においても平均粒度が大であり、また滲炭粒度で“偏在型の混粒”形態を呈するものは $850^{\circ}\text{C} \times 1\text{h}$ の熱処理粒度でも同様に“偏在型の混粒”形態を呈するのである。しかもこれら粒度形態の鋼間の差異は熱処理粒度におけるよりもはるかに明瞭に滲炭粒度において観取されている。たとえば $850^{\circ}\text{C} \times 1\text{h}$ の熱処理粒度で微細な整粒を呈しその平均粒度にわずかの差しか認められない二つの鋼を滲炭粒度で比較した場合、一方は“混在型の混粒”形態、他方は細整粒を呈して両者の粒度形態に確たる差異が生ずるのである。さらに、オーステナイト結晶粒の成長性は

一般に熱処理、加工その他によつて若干影響される²⁹⁾³⁰⁾が大部分は製鋼、造塊の条件によつてきまる³¹⁾³²⁾ものであるから、滲炭粒度における各鋼の粒度特性はその鋼に対する粒度調整の効果を評価する上に大なる役割を有しているものと考えられる。

したがつて、オーステナイト結晶粒の粒度形態特に混粒が鋼の強靱性に対してきわめて密接な関係を有することと考へ合わせ、滲炭粒度は滲炭鋼において直接実際上の意義を有するばかりでなく、各鋼の粒度調整効果乃至粒度特性を明確にしうることにおいてきわめて重要な意義を有することが結論される。

なお以上には滲炭粒度なる用語の下に論議を進めたが加熱条件が同一であれば、滲炭法による粒度と他の現出法による粒度とは通常よく一致し³³⁾、また滲炭組織における異常性あるいは正常性も滲炭条件によつて影響をうけ結晶粒度とは別個のものと考えられるから²⁷⁾³⁴⁾³⁵⁾、一般的にはむしろ $1700^{\circ}\text{F} \times 8\text{h}$ または $925^{\circ}\text{C} \times 6\text{h}$ のオーステナイト結晶粒度と考える方が妥当であらう。

VI. 総括ならびに結言

鋼のオーステナイト結晶粒度の混粒を、その粒度形態から“混在型の混粒”と“偏在型の混粒”その現出方式から“滲炭粒度の混粒”と“熱処理粒度の混粒”に分類して、これらの混粒が鋼質に如何なる影響をおよぼすかを定量的に明らかにした。供試鋼は C 0.30, 0.70, 1.00% の炭素鋼および C 0.20% の Ni-Cr-Mo 肌焼鋼で、主として衝撃遷移特性の観点から系統的な検討を行つたが、一部の鋼については引張り性質について検討を加えた。実験結果と二、三の考察を総括すればつぎのとおりである。

(1) 滲炭粒度において“偏在型の混粒”を呈する鋼は熱処理粒度においても“偏在型の混粒”を呈する。これに対し滲炭粒度で“混在型の混粒”を呈する鋼は、熱処理粒度では必ずしも“混在型の混粒”を示さず、加熱条件が比較的高温度長時間でない限り、一般には細粒となる。ただし滲炭粒度で平均粒度の大なるもの程、熱処理粒度でも大なる平均粒度を有する。

(2) 同等の混粒度で比較した場合、平均粒度の微細な鋼程強靱性が大であり、同等の平均粒度で比較した場合混粒度の大なる鋼程強靱性は小である。また同等の混粒度では“偏在型の混粒”を呈する鋼は、“混在型の混粒”のものに比してはるかに強靱性がおとる。すなわち細粒、粗粒、“混在型の混粒”および“偏在型の混粒”の順位で強靱性が低下する。

(3) 混粒が鋼の強靱性を害する理由は、整粒のものに比してえられる組織が不均一となり、内部に不均一な歪分布を生起せしめることにあると思考される。特にこのことは“混在型の混粒”におけるよりも“偏在型の混粒”においていちじるしく、顕微鏡組織または破断面の上にもこれが、特徴的な様相を呈して認められる。

(4) 滲炭粒度は鋼の粒度特性を評価する上に重要な意義を有する。すなわち滲炭粒度は滲炭鋼において直接実際上の意義を有するばかりでなく、各鋼の粒度調整効果ひいてはその粒度特性を明確に比較する上においてきわめて有用でありまた粒度形態と鋼質との関連上その意義は大きい。

以上を要するに、混粒と鋼質の関係が明確にかつ定量的に示されたわけで、鋼の強靱性を害する混粒なかならず“偏在型の混粒”の発生は極力防止すべきことが結論されるであろう。したがってかゝる混粒が如何なる原因によつて発生するかが問題となるが、これについては次報において明らかにする所存である。

最後に臨み、本研究遂行に当り終始御指導御鞭撻をいただいた当所児玉藤雄技師長、技術部長佐友元夫博士、宮内弘平技術部次長、前研究課長、故河井泰治博士に対し衷心より感謝申上げる次第である。

また混粒度の表示につき種々御教示をいただいた東京大学芥川武博士、実験に協力された当所清水郁夫、畑一夫の両氏に対して厚く御礼申上げる次第である。

(昭和 32 年 5 月寄稿)

文 献

- 1) “Grain-Size Symposium”, American Society for Metals, 1934
- 2) S. L. Case, K. R. Van Horn: “Aluminum in Iron and Steel”, (1953) 93
- 3) “最近金属学の概観”, 日本金属学会, (1949) 202
- 4) 久保田: 鋼管技報, 6 (1950) 8
- 5) 河井: 学振19委第 2364 号, (1952. 6)
- 6) 学振19委, 第3分科会, 第 35 回記事録, (1950)
- 7) 三井: 化学工業事情, 5 (1950) 2
- 8) 芥川, 山田: 学振19委第 2857 号, (1953. 6)
- 9) 堀川: 鉄と鋼, 40 (1954) 991
- 10) 河合: 学振19委第 3741 号, (1955. 4)
- 11) C. H. Hertly, D. L. McBride: “Physical Chemistry of Steel Making”, (1934)
- 12) H. W. Gillet: “Impact Resistance and Tensile Properties of Metals at Subatmospheric Temperatures”, A.S.T.M., (1941)
- 13) “Low Temperature Properties of Ferrous Materials”, S.A.E. Handbook, (1952) 102
- 14) M. Baeyertz, W. F. Craig, J. P. Sheehan: Trans. A. I. M. E., Metals Div., 185 (1949) 535, 188 (1950) 389
- 15) A. P. Taber, J. F. Thorin, J. F. Wallace: Trans. A.S.M., 42 (1950) 1033
- 16) B. C. Woodfine: J. of Iron and Steel Institute, 173 (1953) 229
- 17) 河井, 西田: 鉄と鋼, 40 (1954) 38
- 18) 河井, 益子, 西田: 鉄と鋼, 41 (1955) 877
- 19) 長谷川: 鉄と鋼, 41 (1955) 451
- 20) 河井, 益子: 鉄と鋼, 41 (1955) 435
- 21) GO 551—1956, 鋼のオーステナイト結晶粒度試験方法 (JIS)
- 22) 石橋: 機械の研究, 7 (1955) 233
- 23) M. Gensamer: Trans. A.S.M., 36 (1946) 30
- 24) 寿時: 日本金属学会誌, 9 (1945) 1
- 25) H. W. McQuaid, E. Ehn: Trans. Amer. Inst. Min., Met. Eng., 67 (1922) 341
- 26) たとえば, E. S. Davenport, E. C. Bain: Trans. A.S.M., 22 (1934) 879
- 27) H. W. McQuaid: “Metals Handbook”, A.S.M., (1948) 407
- 28) E. C. Bain: “Metals Handbook”, A.S.M., (1948) 399
- 29) M. A. Grossmann: Trans. A.S.M., 22 (1934) 861
- 30) R. Schempp, C. L. Shapiro: Trans. Amer. Inst. Min., Met. Eng., 125 (1937), Iron and Steel Div., 411
- 31) 益子: 鉄と鋼, 42 (1956) 242
- 32) 益子: 鉄と鋼, 42 (1956) 482
- 33) 益子, 鬼武: 「住友金属」8 (1956) 236
- 34) E. W. Ehn: J. of Iron and Steel Institute, 105 (1922) 157
- 35) M. A. Grossmann: Trans. Amer. Soc. Steel Treat., 18 (1930) 601