

鋼塊の横目割傾向に就て

松浦二郎*

UEBER DIE NEIGUNG DER STAHLBLOECKE ZUM SCHIEFERBRUCH

Nirô Matuura

ZUSAMMENFASSUNG:—Die starke Neigung zum Schieferbruch ist beobachtet in dem Mittel der Stahlblöcke und auch in den langsam gekühlten kleinen Blöcke, die am Schmelzpunkt langsam, aber unter 1400°C schnell abgekühlt sind. Im Gegenteil hat der mit Unreinheiten bereicherte Stahl, gegossen in kleine Form keinen Schieferbruch gezeigt. Von dieser Tatsache kommt der Schluss, dass der Schieferbruch in dem Mittel der Blöcke hauptsächlich nicht durch die Seigerungselemente wie P, S und dergleichen verursacht, sondern auf das langsam gekühlte grobe Primärkristallkern, das die Diffusion der Unreinheiten hemmt und sich zur Kristallseigerung neigt, zurückzuführen ist. Einflüsse auf die mechanischen Eigenschaften und Abhängigkeit von Seigerungselementen auf Schieferbruch sind hierbei in Betracht gezogen.

I. 緒言

層状割に関する報告は、1923年以前のものは Rapatz¹⁾により纏められた。この原因に関しては毛割、気泡、燐、硫黄、非金属介質物、酸素²⁾等が挙げられてゐる。Eilender³⁾は爐冷せる試料は層状割を示さずと報告したが、同人は⁴⁾又其後加熱せる砂型と金型とに注型せる鋼塊の層状割を比較試験し、徐冷せられたる砂型試料が強い層状割を呈し、急冷せられたる金型試料は層状割なきか、或は細い層状割となつたと云ひ、徐冷により強い結晶偏析を起すためとした。これは徐冷にては高温での擴散の時間が十分得られると云ふ事實と矛盾するが、徐冷時の粗粒一次晶の發生により擴散の道が大となり、この影響が擴散する時間の影響より大であると云ふ事により説明せられる。我々が横目割と稱するものは、加工せられたる鋼、特に線状組織を生ずる如き擗出、引拔、押出材に於いて同一方向に走る層状、階段状の破面を呈することを扱つてゐるのである。この様な横目割を呈する鋼は屢々紋、衝撃値等の靱性を缺くことが横目割を問題にする所以である。而して横目割を示す鋼は何れも線状組織 (Metal flow) に平行及直角方向の紋及衝撃抗力を著しく不同ならしめる傾向を有する。筆者は製鋼方法に原因し、加工に依つて生成すると考へられる横目割の發生傾向を鋼塊に求め、これに就て實驗した。即ち鋼塊の各部に於いて横目割發生傾向を異にすることを見出したので、かかる鋼塊内部に於ける相異を惹起せる原因を追求して、横目割生成の機構を明にせんとした。

II. 鋼塊内部の横目割生成傾向の相違

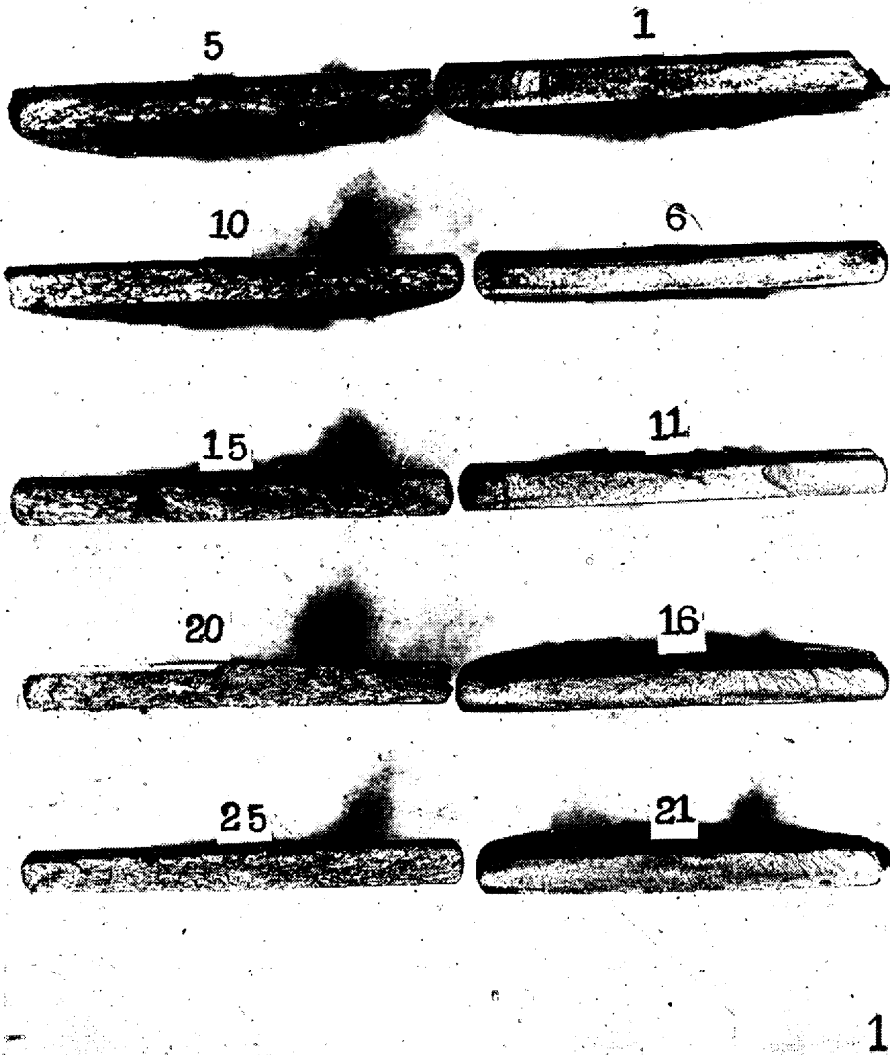
第1表 (A) に示す如き成分を有する鹽基性弧光電氣爐製の 800 kg 角型頭注せる鋼塊の中心部及周邊部より、寫眞第3の○印を附せる部分より 20 mm 径、35 mm 長さの鋼片を削出し、寫眞第3の如き番號を附した。これを 5mm の板に一方向的に鍛造を行ひ、930°C 油焼入、750°C 油焼戻を行ひ、2 mm の切込を中央に作り、破斷するに寫眞第1に見る明瞭なる横目割を鋼塊中心部より削出せる試料の鋼板は呈した。即ち鋼塊内部に於いては、かくの如き中心部が横目割を起す傾向を有することを示したのである。この横目割の有無を生ずることは、凝固過程が中心部と周邊部とが異なることに起因する。この相違として考へられるものは、(1) 中心部と周邊部とで成分の偏析を生ずること、(2) 中心部に気泡、毛割れ、收縮管等の生ずること、(3) 周邊部の急冷による柱状晶の發達に對し中心部にては徐冷効果のため粗大な粒の生成すること等の相違を擧げることが出来る。これ等の相違が結局横目割發生の有無の原因となることは豫測せられる。唯これ等の相違の中、何が最も重要な要素となるかが問題である。第1表に中心部と周邊部との元素的相違の分析的結果を掲げる。普通成分元素の富化は勿論であるが、水素含有量も著しく富化せられてゐる。酸素量は水素還元法の結果では餘り富化せられてゐない。最後の二つの欄は、硫化マンガン介在物及アルミナ介在物の顯微鏡定量である。これは倍率 200 倍で 100 視野以上を觀察し、その視野に現れた介在物の面積%を以て示した。介在物の種類は Heat tinting で青白色、クロム酸

* 住友金屬工業株式会社鋼管製造所研究部



37+49=18.13

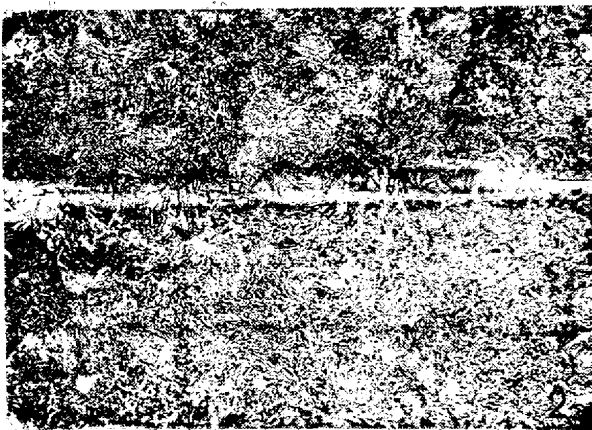
63+77=0.102



寫眞第1

鋼塊中心部の横目割発生傾向 (左中心部, 右周邊部) 第1表 B 参照

900°C O., 750°C O. T.



寫眞第2 横目割れを示せる第1表 B 試料15の焼戻組織. ×200 5% 硝酸アルコール



寫眞第3

横目割れを起せる Si-Mn-Cr 鋼の鋼塊○番號は横目割試験に供試せる部分の位置を示し, 1~8 は機械試験をなせる試料位置

水溶液で腐蝕せられ、5% H₂SO₄ で顯微鏡下で氣泡を發生するを認めたるものを Mr.S, HF 20% 溶液で 3mm 腐蝕せられざる紫黑色介在物をアルミナ介在物としたものである。これに依ると、硫化物もアルミナ介在物も同様に中心部で富化してゐる。従つて中心部に於いて横目割の發生

る向に最も重大な要素が何であるかは判定し得ぬ。又更に元素的影響でないとも云ふことも考へられるので、横目の原因を富化せられたる元素の何れか一であると断定することも出来ない。然し乍らこの横目割を呈したる、5 mm 板に鍛造し、調質したる鋼片を顕微鏡下で観察すると中心部よりのものは、寫眞第2に見る如き層状組織があり、マルテンサイトの針状晶の發達に不同があり焼入の不均一性を豫想せしめる。

第1表

	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo
(A)	0.33	1.18	1.21	0.021	0.005	0.11	痕跡	1.30	0.51

(B) 熔解温度 1540°C (補正せず) 注出温度 1470°C

符 號	C	Mn	P	S	O(H ₂ reduction) (水還元法)	H% x 10 ⁻⁴	MnS	アルミナ
							介在面積 %*	介在面積 %
1	0.32	1.21	0.015	0.006	0.0058	2.79	0.025	0.00
6	0.30	1.20	0.017	0.007	0.0034	0.75	0.010	0.00
11	0.31	1.19	0.015	0.003	0.0026	0.13	0.025	0.00
16	0.29	1.18	0.014	0.004	0.0031	4.82	0.010	0.005
21	0.28	1.20	0.013	0.002	0.0025	—	0.020	0.015
5	0.34	1.23	0.030	0.016	0.0027	6.75	0.15	0.20
10	0.36	1.21	0.027	0.017	0.0052	8.04	0.08	0.015
15	0.35	1.25	0.028	0.015	0.0043	5.84	0.09	0.03
20	0.32	1.21	0.025	0.013	0.0034	8.90	0.02	0.023
25	0.33	1.22	0.023	0.012	0.0030	—	0.08	0.015

* 顕微鏡試料に就き測定面積にて示す

(c. f. H. Diergarten, Arch. Eisenhüttenwesen, 10, (1936/1937) S. 197

同様に鋼塊の中心部、周辺部を削出し、一方向鍛造し、調質後、横目割生成の有無を、Mn-Cr 鋼、Ni-C 鋼の500 kg 及 800 kg 鋼塊に就て実験を行つた。その結果は何れも中心部に於て横目割を呈し、周辺部は横目割なしと云ふ結果を得た。第2表に Mn-Cr 鋼の横目割と成分偏析状況を示した。又これ等の 5 mm 板を A₃ 以上に加熱し、爐

第2表

	C	Si	Mn	P	S	Cr
(A)	0.52	0.19	1.20	0.029	0.020	0.68
(B)	C	Mn	P	S	10 ⁻⁴ H%	MnS 介在面積 %
1	0.53	1.15	0.031	0.015	0.76	0.03
5	0.53	1.18	0.033	0.019	1.04	0.01
9	0.54	1.22	0.029	0.015	0.89	0.025
13	0.52	1.23	0.025	0.025	1.10	0.035
17	0.53	1.21	0.026	0.025	—	0.045
4	0.55	1.23	0.025	0.015	3.52	0.05
8	0.53	1.17	0.033	0.018	4.77	0.07
12	0.51	1.16	0.034	0.014	6.59	0.06
16	—	—	—	—	7.54	0.05
20	0.48	1.19	0.031	0.015	—	0.03

熔解温度 1510°C 注出 1430°C

冷せるものに就て更に実験を行つたが、A₃ 近邊で 1 h 程度の焼鈍を行ふと横目割は多少軽減せられるが本質的に消失はしない。

III. 富化成分元素と横目割の関係

結晶粒の大きさ、氣泡、毛割 收縮管等の横目割に及ぼす影響を除外視して、唯周辺部と中心部との相違が諸元素の富化に基いて横目割を惹起するものであるか、否かを試験する目的で第3表に掲げる如き成分を有する 0.5 kg の鋼塊をタンマン式炭素抵抗管状電氣爐にて製作し、是を 50 mm. 徑の小鑄型に注型し、25 mm. 中に鍛造後、一方向鍛造に依り 5 mm 厚さの鋼板を作り、前記同様の試験を行つた。この結果は第3表に掲げる如く、この表に記載せる成分の鋼板の調質状態に於いて全部横目割を全然認め得なかつた。即ちこの様な小鋼塊では、P, S 等の元素が富化されてゐても、横目割を示さないことを示す。H₂ に就いても同様のことが云へると思ふ。H₂ ガスを吹き込み、0.5 kg の小鋼塊を金型に注型すれば、横目割は出ない。従つて横目割を生ずる鋼塊中心部及横目割なき鋼塊周辺部との相違で、單に P, S 等の元素が中心部で高くなつてゐること、又顕微鏡的に硫化マンガン介在物を中心とする、フェライト帯が鋼塊中心部に多いことが、横目割の原因となつたのではなく、少くとも一次的な原因ではない。即ち鋼塊周辺部及び中心部に於ける横目割生成傾向の相違は周辺及中心部に於ける成分元素、不純物として含有せられる元素の偏析が一義的原因ではないと考へられる。

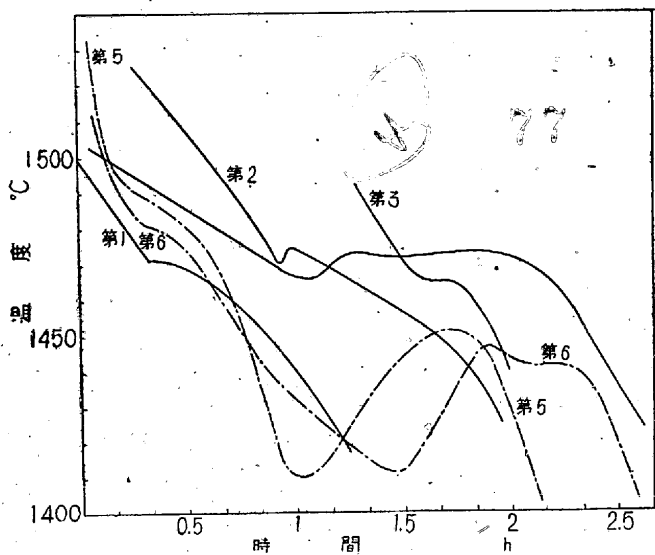
第3表

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	O.Q.	O.T.
Mn-Cr	0.55	0.34	1.32	0.035	0.035	—	0.65	—	850	650 (AT)
Ni-Cr	0.44	0.35	0.68	0.040	0.048	2.30	0.68	—	870	620
Si-Mn	0.47	1.27	1.60	0.060	0.066	—	1.16	0.50	900	570
Ni-Cr	0.39	—	0.35	0.053	0.073	1.73	0.9	0.50	900	570
Mn-Cr	0.42	0.33	1.09	0.046	0.042	—	0.68	—	850	650
Ni-Cr	0.47	0.47	0.72	0.062	0.045	2.40	0.58	—	770	620
Ni-Cr	0.27	0.92	0.40	0.032	0.025	1.82	0.68	—	900	570

* H₂ を 1mm 吹き込みたる後金型に注型せるもの
急冷せる小鋼塊成分 横目割なし

IV. 徐冷せる小鋼塊の横目割

前述の如く有害成分として含有せられる P, S の如き元素を特に添加せる小鋼塊を作るも、横目割を發見出来なかつた。又横目割を一度發生せる試料をタンマン炭素抵抗爐にて再熔解を行つても、小鋼塊を金型注型すれば、横目割を認める事が出来なかつた。依つて鋼塊中心部が緩冷せら



第1圖 徐冷小鋼塊の冷却速度

れることより、熔融點附近を徐冷して横目割の發生の有無を試験した。即ち第4表に掲げる如き材料を用いた。各試料溶解を同一鋼屑に就て急冷及徐冷を行ひ、脱酸剤は添加せずタンマン爐にて還元性雰囲気中にて再溶解し、徐冷せる試料に就ては第1圖に示す如き徐冷曲線を Pt-Pt-Rh 熱電堆にて測定した。第4表の試料 A は横目割を示した鋼である。横目割を前記同様の方法で試験せるに 調質せるもの、鍛造後放冷せるもの何れも爐冷せるものは烈しい横目割を呈し、急冷金型注型せるものは、全く横目割を呈しなかつた。即ち小鋼塊にても凝固時間を永く掛け、熔融點附近を徐冷し、1400°C より放冷すると云ふ操作により、横目割を認めた。徐冷せられたる小鋼塊は粗大なる任意の方向に向いた樹枝状晶を肉眼的組織に於て認め、小鋼塊は柱状晶をもつ細粒の肉眼的組織を與へた。顯微鏡的にこれを見ると、徐冷せられたる方は各結晶粒毎に

(I) A・徐冷1鑄造のまゝ

強く偏析し、結晶粒界に硫化マンガン性の介在物が結晶粒界を包んでゐる。(寫眞第4)更にこれ等の試料 40 mm φ の小鋼塊を 25 mm φ に先づ鍛造し、次いでに 5mm 鋼板

第4表

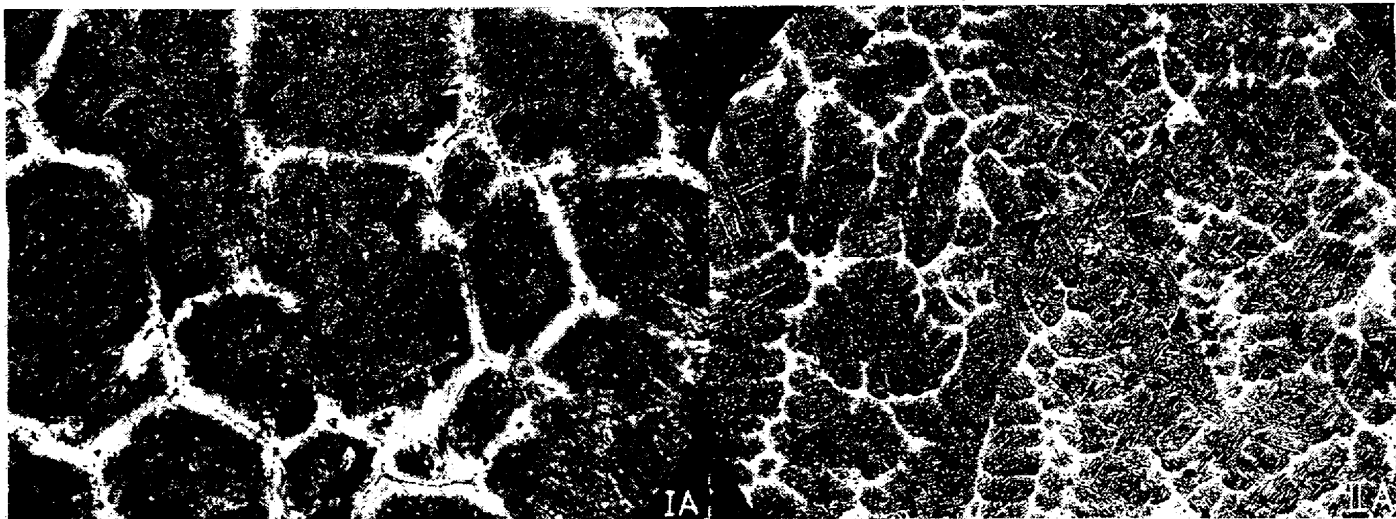
試料	C	Mn	Si	P	S	Ni	Cr	Mo
A	0.42	0.50	0.39	0.029	0.029	1.48	0.47	—
B	0.35	0.45	0.28	0.024	0.018	1.14	0.98	—
C	0.32	0.49	0.30	0.025	0.020	—	1.14	0.32

	徐冷*			急冷			
	試料	O.Q. O.T.	A.C.	試料	O.Q. O.T.	A.C.	
第1	A	870°C 620	○ ○	第1	A	870 620	× ×
第2	B	870 620	○ ○	第2	B	870 620	× ×
第3	B	870 620	○ ○	第3	B	870 620	× ×
第4	B	870 620	○ ○	—	—	—	—
第5	C	850 600	○ ○	第4	C	870 620	× ×
第6	C	850 600	○ ○	—	—	—	—

○ は横目割あり × は横目割なし、* 冷却曲線第1圖、1400°C 以下放冷

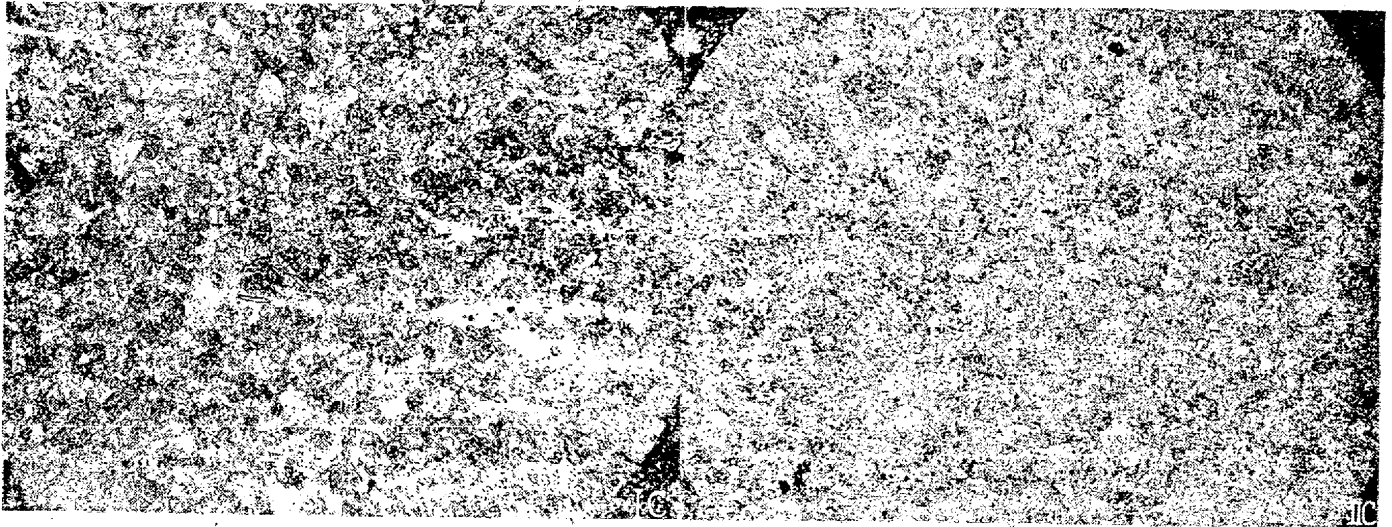
となし、破面検査を行つた後の状況を顯微鏡下で比較すると、調質並に空冷後破断せるもの何れも顯著なる相異を生じ、結晶偏析部は鍛造により延伸せられてゐる。以上により鋼塊の中心部及周邊部の横目割發生傾向の相違は、小鋼塊の徐冷、急冷により再現せられることを知つた。而して鋼塊中心部は徐冷効果のため、粗大なる一次結晶粒を生じ、この粗粒となりたる結晶粒間に C の擴散困難なる不純物の富化層が作られ、これが一方向的鍛造により延伸せられ、後續の熱處理により焼入の不均一性を起す層を形成し、この硬軟兩層が破断に際し層状、葉片状の横目割にな

(II) A 急冷鑄造のまゝ



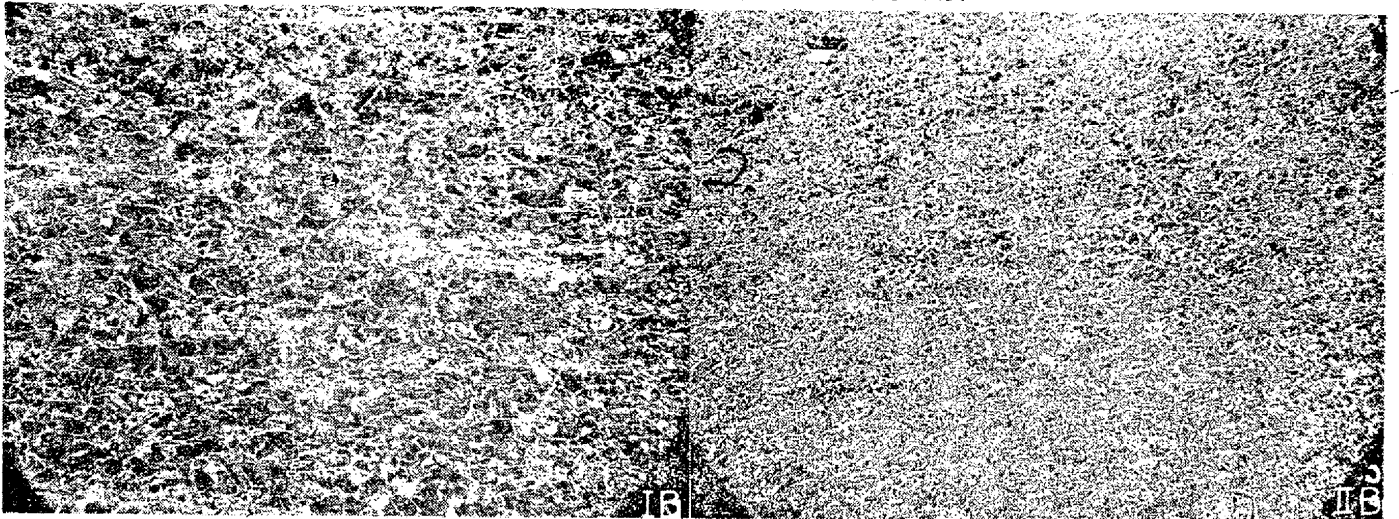
I) B 徐冷鋼塊 鍛造後放冷

II) B 急冷鋼塊 鍛造後放冷



I) C 徐冷鋼塊 調質

II) C 急冷鋼塊 調質



寫眞 第 4 圖

るものと考察せらる。これに對して柱狀晶は、横目割に關しては餘り影響がない様である。

V. 横目割と機械的性質

鋼塊の中心部及周邊部に認められる横目割の發生傾向が鋼塊の徐冷効果により結晶偏析を惹起する粗大一次晶に基づくとして、これ等が機械的性質に如何なる影響を持つかは、重大なる問題となる。横目割を示す鋼は、前記の如く、熔融點を徐冷せしめることにより、實驗室的に得ることが出来る。依つて熔融點を徐冷及急冷せしめたる小鋼塊に依て、機械的性質を調査した。即ち試料は第 4 表 B と同一鋼屑を用ひ、タンマン爐中にて還元性雰囲気にて再熔解したもので、40 mm φ より 25 mm φ に鍛造後、抗張試験片及アイゾット試験片を採取した結果は第 5 表の如く殆ど同一抗張的性質に對して著しく低い衝撃を示した。是の低い衝撃値の原因に就ては、徐冷せられた小鋼塊の粗結晶

第 5 表

試料	熱處理	kg/mm ² 耐力	永久歪%	kg.mm ² 抗張力	伸 絞 %	B.H.	アイゾット
1	徐冷*1 B 870°O.Q. 620 O.T.	79.9	0.19	96.7	21 45	277.0	2.4kgm
2	急冷*2 B	81.0	0.25	96.0	21 54	255.0	7.2

*1 熔融點に止る時間を 30 mm 以上保ち、1400°C より放冷する

*2 金型注型

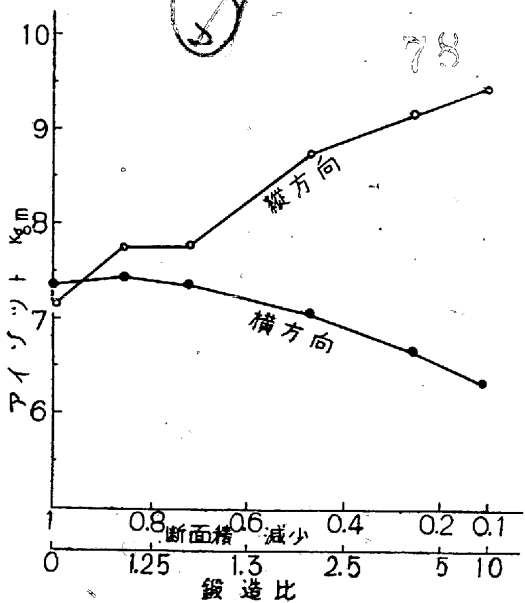
第 6 表

Si-Mn 鋼							
	kgmm ²	kg/mm ²	%	%	アイゾット		
	σ _B	σ _S	δ	q	kgm	B.H.	
1	87.8	49.7	21	55	9.9	241.0	
4	89.3	55.6	19	52	8.2	248	
7	88.6	56.2	19	51	9.6	259.8	
9	88.2	54.2	21	53	8.6	246.0	
	kg/mm ²	kg/mm ²	%	%	アイゾット		
	σ _B	σ _S	δ	q	kgm	B.H.	
2	89.3	51.6	19	51	8.9	242.4	
5	88.2	55.3	20	45	8.0	246.6	
8	89.6	50.6	16	38	7.6	293.0	
10	88.4	56.9	19	52	8.6	245.2	

試料採取位置は寫眞第 2 圖の如し

表

粒が後續の鍛造及熱處理による再結晶後も粗粒であつたことも考慮せられるが、結晶偏析の延伸せられたる不純物層の粗大なる面が著しく、破斷に要するエネルギーを低下せしめたるものと考へる。以上の如き理想的横目割をする鋼と横目割傾向なき鋼の機械的性質に及ぼす影響は明かであるが、實際横目割を生じた通常の鋼塊に就て得たる成績を第6表に示す。中心部及周邊部の試料採取位置は寫真第3の如くで、周邊と中心との區別は明瞭にすることが出来ない。これ等の鋼片より25mm中の棒に鍛造し、試験片を作製した。900°C油焼入、750°C油焼戻の調質を行つた。周邊部及中心部に對する機械的性質は、周邊及中心の位置が割然としないので明かでないが、中心部の方が稍靱性を缺く傾向を認める。又横目割を惹起せる鋼の鍛造方向に平行及直角方向に於ける機械的性質比較を行ひたるに、衝撃値は著しく不同となる。(第7表)一般に鋼塊を線状組織を起す迄鍛造すれば、鍛造方向に平行に取れる試料では衝撃値を増加し、直角方向では減少することが知られてゐる、第2圖に横目割を殆ど認めぬ20kg鋼塊に就き鍛造比と衝撃値との不均一性を圖示した。第7表及第2圖の結果を比較し、横目割傾向の大なる鋼塊に於いては、横目割の原因と考へられる一次粗結晶粒間に於ける結晶偏析により、偏析層が延伸方向により伸長せられ、方向による破斷エネルギーに相違を生ずること及偏析層による焼入性の不均一性により、方向による衝撃抵抗の相違を横目割傾向なき鋼よりも更に著しくするものと考へられる。



第2圖 (C 0.37, Ni 0.89, Cr 0.49%) なる成分の20kg鋼塊の縦横方向の衝撃値の相違(横目割殆ど無き試料)

第7表

	C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr	Ni
(I)	0.45	0.38	0.57	0.048	0.019	0.07	0.52	1.23
(II)	0.44	0.35	0.60	0.021	0.026	0.06	0.54	1.32

鍛造比	鍛造方向	kg/mm ² 抗張力 σ_B	伸% δ	絞% q	(I) kg.m	
					アイソット	B.H.
1.5	平行	98.4	20	52	6.6	280.8
	直角	93.4	19	40	3.3	272.2
8	平行	96.8	20	57	8.8	289.5
	直角	94.9	16	34	2.5	266.9

kg/mm ² 抗張力 σ_B	伸% δ	(II) 絞% q	kg.m	
			アイソット	B.H.
99.2	20	54	7.0	288.5
89.5	19	39	3.6	260.6
97.7	20	56	7.7	282.8
91.8	18	38	2.8	263.4

VI. 合金成分と横目割傾向

C=0.6% に各種合金材, S, Mn, Ni, Cr, W, Mo, を1~3% 添加せる50gk鋼塊に就て横目割傾向を調査した。試料は高周波電氣爐にて熔解 Mn 0.4%, Si 0.3% にて脱酸, 光高温計 1400°C (補正なし) にて金型に注型 100mmφの丸鋼を作り厚さ20mm幅150mmに鍛造したるものに就き試験した。この結果は、第8表に示した。Wは

第8表 W...弱し N...普通 S...強し

試料番号	C	Mn	Si	S	P	Cu	O.O.T.	A.H.A.T.
1	0.57	0.54	0.26	0.022	0.019	0.08	—	—
2	0.61	0.64	1.07	0.018	0.022	0.06	—	W.
3	0.58	0.63	1.46	0.022	0.015	0.09	—	W.
4	0.71	1.10	0.19	0.024	0.023	0.08	—	N.
5	0.68	1.34	0.45	0.024	0.025	0.11	—	S.
6	0.69	2.17	0.35	0.022	0.021	0.05	—	S. N
7	0.67	0.28	0.16	0.018	0.015	0.06	Ni 1.02	—
8	0.66	0.41	0.25	0.041	0.027	0.12	2.05	—
9	0.57	0.64	0.47	0.024	0.021	0.07	2.98	N —
10	0.60	0.32	0.20	0.023	0.021	0.10	1.07	—
11	0.62	0.39	0.22	0.042	0.032	—	1.77	W —
12	0.64	0.32	0.37	0.032	0.025	0.07	2.13	N —
13	0.57	0.22	0.30	0.029	0.021	0.08	2.67	N —
14	0.60	0.38	0.22	0.018	0.036	0.10	3.20	S W
15	0.71	0.46	0.46	0.032	0.025	0.07	0.56	—
16	0.61	0.42	0.43	0.036	0.021	0.10	0.79	—
17	0.61	0.40	0.36	0.025	0.046	0.09	1.04	W —
18	0.69	0.50	0.35	0.043	0.015	0.07	0.97	W —
19	0.58	0.50	0.35	0.029	0.014	0.07	1.80	S —
20	0.65	0.51	0.31	0.028	0.015	0.05	2.96	N —
21	0.63	0.37	0.28	0.037	0.021	0.08	0.46	—
22	0.61	0.34	0.20	0.032	0.011	0.08	1.02	—
23	0.62	0.24	0.27	0.049	0.017	0.08	1.39	—
24	0.61	0.35	0.26	0.037	0.012	0.12	0.81	—
25	0.71	0.42	0.32	0.011	0.018	0.12	2.04	—
26	0.68	0.38	0.29	0.038	0.009	0.09	2.97	—

弱い横目割，N は中程度，S は強い横目割を表した。これにより合金元素の多きもの程強く，従つて炭素鋼に近いものは横目割傾向の少ないことが明瞭である。この試験は熱処理の影響も，同時に観察したが，強焼入した油焼入せるものを比較的高温に焼戻せる所に横目割は明かとなり，空気焼入せるものは，自硬性大なる Mn 及 Cr 鋼に於てのみ認められた。即ち横目割は層状に延伸せられた結晶偏析部分の焼入及焼戻による硬軟兩層の發生に起因し，合金元素は凝結後の擴散を困難ならしめることによりかかる傾向を増大するものと考察せられる。

VII. 結 言

鋼塊自身の性状如何によつて發生する横目割は，極めて多量の介在物又は不純物（P, S 等）を含有する如き特殊の場合を除き，通常の工業用鋼に於ては，一次的原因に徐

冷効果による結晶偏析によるものなる事を鋼塊の中心部及周邊部，急冷及徐冷小鋼塊の横目割傾向の相違に依り推定した。かかる徐冷効果により生ずる結晶偏析は不純物の含有量，鋼成分による液相—固相線の間隔，鋼成分の相違による過冷却能率により影響せられるが，これ等は二次的原因である。横目割を發生する如き鋼は機械的性質が稍靱性を欠き，方向的性質を異にすることが観察せられた。従つて横目割防止には小型の鋼型を作るか，低温鑄造し凝固過程を迅速ならしめることが有効と思考せられる。

文 獻

- 1) Rapatz: St u. Ei. 43 (123), S. 1199
- 2) Oberhoffer: Arch Eisenhüttenw. 1 ('27/'28)S. 66
- 3) Eilender: " 9 ('35/'36)S. 601
- 4) " : " 14 ('40/'41)S. 35